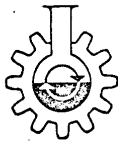
Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1



CHISA

Chemické strojnictví
Химическое машиностроение
Chemical Equipment Design
Chemie Apparatebau

7. 9. 1962

Předběžné neopravené vydání
Предварительный выпуск
Uncorrected preprint
Unkorrigierte Vorausgabe

BRNO - ČSSR

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

BEITRAG ZUR SCHWEISSBARKEIT NICHTROSTENDER STAEHLE IN DER GUETE H17 UND H17T.

Stanislaw Piwowar
Polytechnische Hochschule Warschau
Warschawe, Polen

E i n f ü h r u n g

Die Verwendung der rostfreien Chromstähle in der Güteklasse H17 ruft unter den Konstrukteuren und Bauherrn viele Zweifel hervor. Diese Zweifel betreffen vor allem, die Furcht einer Zerstörung der Bauteile als Folge niedriger Verformungseigenschaften in der Wärmeeinflusszone der Schweissverbindungen dieser Stähle als auch die Furcht einer verminderten Korrosionsbeständigkeit innerhalb der Schweisszone selbst.

Es scheint dies als Paradox, obwohl es in Wirklichkeit so ist, dass die Bedenken in hohem Masse in einer falschen Interpretation, der bei Versuchen mit den Stählen H17 und H17T erzielten Ergebnisse, begründet sind. Die ergebnisslosen Versuchsmassnahmen zur Verbesserung der Kerbschlagzähigkeit der Wärmeeinflusszone von Schweissverbindungen aus den Stählen H17 und H17T vermittels einer Wärmenachbehandlung beziehungsweise durch ein Nachschmieden der Schweissnähte als auch eine auftretende interkristalline Korrosion beim Stahl h 17 er-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

weckten den Anschein, dass diese Staehle für geschweisste Konstruktionen nicht zu verwenden sind. Es ist jedoch bekannt, dass des Stahl H 17 schon in den dreissiger Jahren verwendet wurde und dass Ausfälle von Schweisskonstruktionen aus diesen Stählen unbekannt sind. Bekannt sind dagegen Fälle ernsthafter Ausserbetriebsetzung von Schweisskonstruktionen aus dem unlegierten Baustahl St3S, welcher allgemein als gut schweissbar angesehen wird. Daraus geht hervor, dass eine richtige Beurteilung der Eignung eines Stahles für eine gegebene Konstruktionsform noch heute ist und noch lange als der grundlegende Sicherheitsfaktor für das Verhalten eines Bauteiles im Betrieb bleiben wird.

Die Wiedergabe den Stahlgüten H17 und H17T der ihnen gebührigen Beachtung ist nicht nur in den deutlichen Wirtschaftlichen Vorteilen begründet, da sie gegenüber dem 18/8 Stahl um etwa 50 % billiger sind, sondern auch deshalb, dass diese Stähle bei Einhaltung einer richtigen Montage- und Schweisstechnologie in vielen Fällen mit Erfolg die säurebeständigen Chrom-Nickel-Stähle ersetzen können.

Die Stähle H17 und H17T können angewandt werden : für den Bau von Apparaten in der Salpetersäure- und Lebensmittelindustrie, für die Herstellung von Konserveprodukten, in Spiritus- und Hefefabriken sowie für eine Reihe anderer Einrichtungen, die in Korrosionsmedien mittlerer Angriffsstärke arbeiten.

Die chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle ist in der Zahlentafel 1 wiedergegeben.

Die mittleren Werte der Festigkeitseigenschaften dieser Stähle waren : Zugfestigkeit = 50 kG/mm^2; Streckgrenze = 35 kG/mm^2; Dehnung = 26 %; Einschnürung = 48 %; Kerbschlagzähigkeit = 13 kGm/cm^2.

Die charakteristische Kenngrösse in den erreichten Werten bei den Festigkeitsuntersuchungen ist die Kerbschlagzähigkeit, insbesondere für den Stahl H17T. Gemäss

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

dem Vorschlage von Babakow (1) wurde der Stahl bei einer erniedrigten Anwärmtemperatur der Walzblöcke, d.i.1000°C, an Stelle der bisher angewandten von 1180°C, gewalzt. Dadurch war es möglich die Warmverformung in niedrigeren Temperaturbereich durchzuführen und somit die Kristallisationsprozesse zu hemmen. Auf Grund dieser Massnahmen erreichte man ein feinkörniges Stahlgefüge und zufriedenstellende Zähigkeitseigenschaften. Es ist hervorzuheben, dass trotz niedrigerer Walztemperatur der Verformungswiderstand beim Walzen nicht erhöht wurde und die Belastung des Walzenmotors die zulässigen Grenzen nicht überschritt. Die Wärmebehandlung des Stahles nach dem Walzen setzte sich zusammen aus : einem Erwärmen auf 780-820°C, einer Durchwärmzeit bei dieser Temperatur von 3 Minuten für jeden Millimeter der Blechdicke und einer Abkühlung im Wasser.

Zur Klärung der grundlegenden Probleme, die mit dem Schweissen und der Nutzung von aus rostfreien Chromstählen der Stahlgruppe Hl7 hergestellten Konstruktionen in Zusammenhang stehen, wird ein kritischer Ueberblick über die bisherigen Kenntnisse und Erfahrungen gemacht, sowie ein Versuch zur neuen Beurteilung der Eignung dieser Stähle in der chemischen Industrie unternommen.

S c h w i e r i g k e i t e n b e i d e r S c h w e i s s u n g d e s S t a h l e s H l 7.

Das Hauptmerkmal, welches die chromlegierten nichtrostenden Stähle der Gruppe Hl7 kennzeichnen, ist die nicht reversible Sprödigkeit in der Wärmeeinwirkungszone der Schweissverbindung. Diese Erscheinung wird vor allen Dingen durch Gefügeänderungen sowie durch eine Versetzung der nichtmettallischen Einschlüsse an die Korngrenzen hervorgerufen.

Eine beträchtliche Erniedrigung der Kerbschlagzähigkeit wird in beiden Stahlarten festgestellt. d.h. sowohl im nichtstabilisierten Stahl Hl7 mit halbferritischem Gefüge als auch im mit Titan stabilisiertem Stahl Hl7T mit

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

ferritischem Gefüge.

Der zweite, ebenso gross wichtige Faktor der Neigung zur interkristallinen Korrosion wurde durch einen Titanzusatz in den Stahl H17 eindeutig gelöst. Der Stahl H17 ohne Titanzusatz, selbst bei sehr niedrigen Kohlenstoffgehalten, neigt zur interkristallinen Korrosion sogar in chemischen Medien mit mittlerer Angriffsstärke, welche bei erhöhten Temperaturen arbeiten.

Die mit dem Schweissprozess erhöhte allgemeine Korrosionsgeschwindigkeit in der Wärmeeinflusszone in manchen Korrosionsmedien ist keine Besonderheit dieser Stähle allein, sondern sie tritt auch in manchen austenitischen Stählen auf, wenn auch der Mechanismus, der die Korrosionsintensivität verursacht, nicht in beiden Fällen der gleiche ist.

Neben der Versprödung kann auch bei diesen Stählen eine verringerte Verformungsfähigkeit der Schweissverbindung auftreten. Sie ist jedoch nicht nur mit dem Werkstoff, sondern auch mit der Schweisstechnologie verbunden (Linienenergie, Abkühlungsgeschwindigkeit u.s.w.), daher kann man ihm keine disqualifizierenden Eigenschaften zuschreiben. Es ist bekannt, dass man die verringerte Verformungsfähigkeit vermittels einer Wärmebehandlung beseitigen kann, man muss jedoch nach solchen Schweissbedingungen streben, bei welchen der Biegewinkel der untersuchten Proben nicht weniger als 150° betragen würde.

Eines der wichtigsten Probleme beim Schweissen des Stahles H17 sind die Bedingungen zur Vorbereitung und der Montage selbst. Alle unkontrollierten Arbeiten, die mit einer Aenderung der Gestalt und des Ausgangszustandes des Materials im Zusammenhang stehen, können beim Schweissen sehr beträchtliche Schwierigkeiten verursachen. Der Schweissprozess selbst - obwohl neutral im Verhältniss zu den Ergebnissen bei normalen Vorbereitungsbedingungen - kann sich bei Anwendung unvorhergesehener technologischer Operationen, als unmittelbare Ursache der Zerstörung der

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Schweisskonstruktion erweisen.

In den durchgeführten Versuchen wendete man die grösste Aufmerksamkeit auf die in der Wärmeeinflusszone sich abspielenden Prozesse, sowie durch sie verursachten Aenderungen in den Festigkeitseigenschaften. Man versuchte festzustellen, in wie weit das Gebiet mit der erniedrigten Kerbschlagzähigkeit auf das Verhalten der Schweissverbindung in der gesamten Konstruktion Einfluss ausübt.

D i e n i c h t r e v e r s i b l e d u r c h d e n S c h w e i s s p r o z e s s h e r v o r g e r u f e n e S p r ö d i g k e i t.

Allgemein besteht die Ansicht, dass ein niedriger Kohlenstoffgehalt den Stahl H17 einphasig, also rein ferritisch macht. Aus den Versuchsarbeiten von Hochmann (2) sowie Babakow (3) geht jedoch hervor, dass selbst bei einem Kohlenstoffgehalt von 0,035 % als Folge rascher Abkühlung von einer Temperatur oberhalb 900°C ein unhomogenes Gefüge entsteht, welches sich vor allen Dingen durch eine unterschiedliche Härte der Gefügebestandteile auszeichnet.

Wie bekannt, wird als Hauptursache der Gefügeungleichmässigkeit beim Stahl H17 die begrenzte Löslichkeit des Kohlenstoffes im Ferrit und die dadurch verursachten Konzentrazionsunterschiede des Kohlenstoffes angesehen. Der Ungleichmässig verteilte Kohlenstoff verursacht gleichzeitig eine Verringerung der Difusionsgeschwindigkeit der Chromatome, weshalb man auch innerhalb eines Kristallkornes Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung vorfindet. Als Folge der ungleichmässig verlaufenden Diffusionsprozesse im mit Titan nicht stabiliesierten Stahl H17, treten neben Ferrit und Martensit bezw. disperser Uebergangsstrukturen gleichzeitig sehr feine Karbidausscheidungen vom Typ $M_{23}C_6$ auf, und zwar als Ergebnis der Verteilung und verringerten Löslichkeit des Kohlenstoffes im - Ferrit.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Im Stahl H17T findet man in einer rein ferritischen Grundmasse neben den Titankarbiden, ebenso wie beim Stahl H17 - jedoch in einer viel geringeren Menge - Karbide von noch unbekannter Zusammensetzung vor. Es kann sein, dass es hier hochdispers verteilte Titankarbide brzw.sogar Chromkarbide sind. Der Prozess der Bindung des Kohlenstoffes an Titan sieht hier nähmlich etwas anders aus als bei den austentischen Stählen und zwar weil die Beweglichkeit der Kohlenstoffatome bei hohen Temperaturen sehr gross ist, die Bedingungen jedoch für eine Begünstigung der Titankarbidbildung im Falle einer raschen Abkühlungsgeschwindigkeit mehr begrenzt sind.

Die oben besprochenen Gefügebestandteile sind während des rasch sich abspielenden Schweissprozesses Veränderungen unterworfen.

Besonders wesentliche Gefügeänderungen treten in Zonen mit vollständiger Schmelzung des Werkstoffes und im Ueberhitzungsgebiet der Wärmeeinflusszone auf. Die Abb. 1 a veranschaulicht das Gefüge der mittleren Schicht einer Schweissverbindung aus dem Stahl H17, Materialstärke 11 mm, welcher elektrisch mit austentischen Elektroden in der Güte 18/8 geschweisst wurde; die Abb. 1 b dagegen das Gefüge der oberen zweiten Schicht einer 4 mm starken Schweissverbindung. Die Gefügeaufnahmen zeigen einen deutlichen Unterschied in den sich abspielenden Diffusionsprozessen an der Einschmelzgrenze beider Schweissverbindungen. In beiden Fällen wirken sich die entstandenen Gefügeänderungen auf die Werkstoffeigenschaften aus u.zw. im ersten Falle vor allem auf die Korrosionseigenschaften und im zweiten, vor allen Dingen, auf die Verformungseigenschaften.

Zwecks einer genaueren Erforschung der während des Wärmezyklus beim Schweissen verlaufenden Gefüge- und Eigenschaftsänderungen des Stahles wurden Versuche an 4 mm starken Blechproben, welche mit einer Wolframelektrode im Argongas eingeschmolzen wurden, durchgeführt.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Die Linienenergie wurde so abgestimmt, dass die normalen wahren Schweissbedingungen ensprach und zwar :

$$\frac{Q}{V} = \frac{0,24 \cdot U \cdot J \cdot ef}{V} = \frac{0,24 \cdot 250 \cdot 17,6 \cdot 0,7}{0,44} =$$

= 1905 Cal/cm.

Die Gefügeanalyse der Abb.2 gibt einen Begriff über die sich abspielenden Kristallisationsprozesse in der "Schweissnaht" und zwar in der Zone der unvollständigen Einschmelzung als auch im Grundwerkstoff. Die Gefügeanalyse dieser Aufnahmen ermöglicht die Aenderungen festzustellen, verursacht durch die Umkristallisation, als Quelle der Versprödung der "Schweissverbindung" sowohl in Bezug auf die Dendritengrösse in der "Schweissnaht" als auch auf das geschlossene Gefügenetzwerk in der Wärmeeinflusszone.

Die Zeilenstruktur des Grundmaterials, veranschaulicht auf der Abb. 2 a/4, änderte ihr Aussehen, wodurch es aufgehärtet wurde. Die beinahe gleichen Härtegrade der hellen Ferrit und dunklen Perlitzeilen (4), d.h.der Uebergangsstrukturen und Karbide (200-260 -Einheiten) änderten in der "Schweissnaht" sehr deutlich ihre Werte. Sie betragen 200 Einheiten für die hellen und etwa 400 Einheiten für die dunklen Gefügegebiete.

In der Fachliteratur (5,6) sind für den Stahl H 17 Versuchsergebnisse veröffentlicht, in denen über den Einfluss einer Homogenisierung des Zeilengefüges auf die Verbesserung der Korrosionseigenscheften berichtet wird.

In Abhängigkeit von der Höhe der angewandten Härtetemperatur bekommt man nach dem Härten Ferritgefüge mit Karbidausscheidungen (800°/Wasser) oder auch Ferrit- und Martensitgefüge (1200°/Wasser). Auf der Abb. 2 a/1 (Mitte der "schweissnaht") besteht das Gefüge aus hellen Ferritkörnern und aus Uebergangsstrukturen des umgewandelten Austenits, was bedeutet, dass die Abkühlungsgeschwindigkeit bei der Umschmelzung zu klein war, um für diese Stähle das sie kennzeichnende ferritisch-martensitische

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Gefüge zu erreichen.

Eine Weichglühung bei der Temperatur von 760°/1 h - Luft verminderte den Anteil der Uebergangsstrukturen und bewirkte eine Ausscheidung und Koaugulation der Chromkarbide in beiden nach dem Härten vorhandenen Gefügebestandteilen, Abb. 2 a/6.

Beim Stahl H17T, Abb. 2 b, treten Unterschiede in der "Schweissnaht", in der Wärmeinflusszone und dem Grundmetall nur in der Korngrösse und Karbidverteilung auf. In der Schweissnaht und der Wärmeeinflusszone, d.h.im Bereich der unvollständigen Schmelzung, findet man neben sehr grossem Kristallkorn auch ein feines Korn und sehr zahlreiche fein ausgeschiedene Karbide. In weiter abgelegenem Abschnitt der Wärmeeinflusszone, Abb. 2 b/3, und im Grundmetall, Abb.2 b/4, ist das Kristallkorn fast gleich gross, auch die Titankarbide sind - gegenüber dem Ausgangszustand - unverändert geblieben. Eine Weichglühung, wie oben für den Stahl H17 angewandt, brachte keine sichtbare Veränderung des Stahlgefüges, Abb. 2 b/6.

Eine interessante Ergänzung der Ausführungen über die Gefügeänderungen in der Wärmeeinflusszone sind die mit Hilfe des Elektronenmikroskops gemachten Gefügeaufnahmen der Karbidausscheidungen, Abb. 3. Eine Karbidausscheidung entlang der Korngrenzen findet man nur in der nicht wärmebehandelten Probe, Abb. 3 a /1, dagegen eine Karbidausscheidung entlag der Korngrenzen und innerhalb des Kristallkornes in der bei 760°/1h/Luft weichgeglühten Probe, Abb. 3 a/ /2. Die Gefügeaufnahme, Abb. 2 a und 2 b, zeigt nicht diese interessante Besonderheit. Auf der Abb. 3 a /1 sind drei Abdrücke sichtbar, welche das Gebiet für die elektronenmikroskopische Untersuchung darstellen. Diese Abdrücke zeigen deutliche Unterschiede in ihrer Grösse, obwohl die Belastung in allen Fällen gleich hoch war.

Dies ist noch ein Beispiel der auf eine grosse Differenzierung des Gefüges in der Wärmeeinflusszone, wo eine völlige Umkristallisation des Grundmetalls erfolgte, hin-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

weist. Die Abb. 3 b/2 zeigt feindisperse Karbidausscheidungen innerhalb des Kristallkornes und an den Korngrenzen, die Abb. 3 b/1 die Karbidausscheidungen nur entlang der Korngrenzen. Diese Karbide haben nichts gemeinsames mit den grossen zusammengeballten Titankarbiden der Abb. 2 b. Die erwähnten Karbide sind, wie bereits vorher erwähnt, wahrscheinlich Chromkarbide ($Cr_{23}C_6$) und sie spielen hier eine ähnliche Rolle wie im nichtstabilisierten Stahl H17, d.h.sie werden während des Wärmezyklus an den Korngrenzen ausgeschieden und verbleiben dort unverändert auch nach einer Wärmebehandlung.

B i e g e v e r s u c h e .

Aus den Blechproben mit der eingeschmolzenen "Schweissnaht" wurden Biegeproben hergestellt. Aenliche Proben wurden aus dem Grundmetall entnommen, welche nachher auf einer Sondermaschine der Type IMET-1 einer imitierten Schweisswärmung unterworfen wurden. Die Proben wurden auf bestimmte Temperaturen erhitzt unad daraufhin abgekühlt. Die Erhitzung und Abkühlung erfolgte gemäss des in der Abb. 8 wiedergegebenen Versuchsprogramms. Ausserdem untersuchte man auch Biegeproben aus stumpfgeschweissten Blechen. Die Versuchsergebnisse sind in der Zahlentafel 2 wiedergegeben.

K e r b s c h l a g z ä h i g k e i t s v e r s u c h e .

Aus der Fachliteratur (2, 5, 6) ist gut bekannt, dass bei allen Schweissverfahren und bei verschiedenen Werten der Linienenergie, als auch nach verschiedenen Wärmebehandlungsarten, die Kerbschlagzähigkeit in der Wärmeeinflusszone sehr tief liegt und etwa 1 kGm/cm^2 beträgt. Es war nicht die Absicht des Verfassers, schon bekannte Versuche zu wiederholen und unzweifelhafte Ergebnisse nachzuprüfen. Bei den durchgeführten Versuchen ging es vor allem darum, um festzustellen, auf was für einem grossen Abschnitt der Wärmeeinflusszone die Kerbschlagzähigkeit, verglichen mit dem Grundmetall, abfällt. Um dieses Ziel zu erreichen, wurden aus der Blechprobe nach der Methode von Čabelka,

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

je 3 Kerbschlagproben mit einer Kerbform nach Messnager für jeden Versuchspunkt entnommen. Die erzielten Ergebnisse stellte man dem Gefüge an der Einkerbstelle gegenüber. Auf diese Weise konnte man feststellen in was für einem Mass die Gefügeänderungen, verursacht durch den Wärmezyklus beim Schweissen, und die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes von Einfluss sind. Die Versuchsergebnisse sind in der Zahlentafel 3 wiedergegeben.

Wie aus der Zahlentafel 3 ersichtlich, liegen die mittleren Kerbschlagzähigkeitswerte in einer Entfernung von etwa 1 mm von der Einschmelzlinie der Schweissnaht tiefer als für unlegierte Baustähle gefordert. Sollte über die Verwendbarkeit dieser Stähle eine Entscheidung auf Grund geltender Stahlnormen für Baustähle getroffen werden, dann müsste man ihre Verwendbarkeit für Betriebstemperaturen in geschlossenen Räumen begrenzen, in welchen die Raumtemperatur nicht unter 0°C fällt.

Es ist nähmlich bekannt, dass bei einer Temperatur von z.B. minus 20°C der gewalzte nicht geschweisste Stahl H17 kaum eine Kerbschlagzähigkeit von 0,9 kGm/cm^2, bei 0°C etwa 2 kGm/cm^2, dagegen bei einer Temperatur von plus 20°C Mittelwerte von etwa 13 kGm/cm^2 aufweist. Bauteile im offenen Gelände müssen daher besonderen Bedingungen, des öfteren erniedrigten Anforderungen in Bezug auf die Arbeitstemperatur der Einrichtung, entsprechen.

Wird eine Arbeitstemperatur von 50°C überschritten und ist der Temperatureinfluss auf eine Erhöhung der Korrosionsgeschwindigkeit ohne Bedeutung, dann sind die Werkstoffe der Stahlgruppe H17 ausgezeichnete und billige Baumaterialien für Konstruktionszwecke. Ihre Kerbschlagzähigkeit beträgt in der ungünstigsten Stelle der Wärmeeinflusszone bei 60°C - 6 kGm/cm^2 und bei 100°C - 12,4 kGm/cm^2. Man darf jedoch nicht vergessen, dass der Stahl in der Güte H17 vor allen Dingen für Arbeiten in chemischen Angriffsmitteln bestimmt ist und immer einen ausreichenden Vorrat an Festigkeit besitzt. Was die Schlag-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

empfindlichkeit betrifft, so ist bekannt, dass die ferritischen Chromstähle besonders kerbempfindlich sind. Durchgeführte Versuche an Kerbschlagproben ohne Einkerbung zeigten, dass die Proben beim Schlagen an ihrer empfindlichsten Stelle der Wärmeeinflusszone, bei einer Arbeitsleistung des Pendelhammers von 15 kGm, nicht zu Bruch gingen.

Wie bereits erwähnt, stellte man die Kerbschlagzähigkeit dem Gefüge an der Einkerbstelle gegenüber. Es muss festgestellt werden, dass eine deutliche Umkristallisation und ein beträchtliches Kornwachstum in der Wärmeeinwirkungszone nur in einem schmalen Abschnitt der bei den Blechdicken 11 und 4 mm kaum 0,3 - 0,5 mm und bei dem 1,5 mm dicken Blech etwa 1 mm beträgt und dass eine Einkerbung in einer Entfernung von 0,5 mm von der Einschmelzlinie in der Regel im Material stattfand, bei welchem man im Mikroskop nur kaum sichtbare Veränderungen beobachtete.

M i k r o h ä r t e p r ü f u n g e n .

Die Mikrohärteprüfungen brachten viele interessanten Ergebnisse. Es ist bekannt, dass nach einer Wärmebehandlung z.b. beim Härten von hoher Temperatur (1300°/Wasser) der Stahl H17 ungleichmässig aufhärtet, (3) was, wie bekannt, durch Seigerung des Kohlenstoffes und durch eine ungleichmässige Verteilung des Chroms verursacht ist.

In den untersuchten Schweissverbindungen des Stahles H17 stellte man ähnliche Ergebnisse fest, obwohl die Abkühlungsgeschwindigkeit hier nur zum Teil als Faktor so grosser Härteunterschiede gelten kann. Die Hauptursache einer so differenzierten Härte in der sehr schmalen Wärmeeinflusszone sind zweifellos die Diffuzionsprozesse, welche durch die hohe Temperatur des elektrischen Lichtbogens hervorgerufen werden, insbesondere bei günstigen Ausgangbedingungen des Grundmetalls, d.h. einer beginnenden Seigerung der Legierungsbestandteile. Die Abb. 1 b und 1 c stellen die Eindrücke der Diamantpyramide in der Wärmeeinflusszone des Stahles H17 in 600-facher Vergrösserung dar.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Dieselben Gefügestellen, in 200-facher Vergrössung, wurden früher erörtet und sind in den Abb. 1 a und 1 b wiedergegeben. Die Ergebnisse der Mikrohärteprüfung der Schweissverbindung des Stahles H17 sind in der Zahlentafel 4 zusammengestellt.

In der oben angeführten Zahlentafel 4 sind die Mittelwerte der Mikrohärteprüfung bei der Prüfung von Schweissverbindungen aus den 4 und 11 mm dicken Blechen zusammengestellt. Die Mikrohärte der 1,5 mm dicken Schweissverbindungen zeigten keine deutlichen Unterschiede auf der ganzen Länge der Wärmeeinflusszone und des Grundmetalls. Sie bewegten sich in den Grenzen von 200--300 Mikrohärteeinheiten.

Es muss betont werden, dass sich die Unterschiede in der Mikrohärte mit der Entfernung von der Schweissnaht verminderten, so dass sie in einer Entfernung von 1 mm noch 100 Einheiten betrugen, wobei - wie bereits erwähnt - man auf dieser Entfernung keine sichtbaren Gefügeänderungen mehr beobachten konnte.

Die auftretenden Härteunterschiede der Gefügebestandteile besitzen zweifellos einen Zusammenhang mit dem Kerbzähigkeitsabfall der Wärmeeinflusszone; sie sind jedoch nicht ausschlaggebend, da die Härte nach einer Weichglühung sich fast völlig ausgleicht, die Kerbschlagzähigkeit dagegen unverändert bleibt.

Einen entscheidenen Einfluss auf die Ergebnisse der Biegeversuche hat der Härteausgleich und die mit dem Glühen verbundene Entspannung der Schweissverbindung.

In der Zahlentafel 2 wurde bereits angegeben, dass sich alle Proben nach einer Glühbehandlung, ohne Anrisse, bis zu einem Winkel von 180° biegen liessen. Die Mikrohärteprüfung der Schweissverbindung aus dem Stahl H17T zeigt keine grossen Härteunterschiede und mann kann annehmen, dass sie 230-260 Mikrohärteeinheiten beträgt. Die Wärmeeinflusszone, die sich hier nur durch die Korngrösse

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

unterscheidet, erstreckt sich ebenfalls auf eine Länge von 0,5 mm, wobei die an die Schweissnaht angrenzenden Kristalle eine Abmessung von 150-200 und in einer Entfernung sowohl von 1 mm als auch 10 mm von der Schweissnaht, eine Abmessung von 80-100 besitzen.

Eine charakteristische Erscheinung, die in der Wärmeeinflusszone von Schweissverbindungen im nicht wärmebehandelten Zustand auftrifft, ist ein beträchtlicher Anstieg der Härte in der Umgebung der Titankarbide. Die Abb.4 veranschaulicht deutliche Härteunterschiede in der nähesten Nachbarschaft von TIC und in einer etwas weiteren Entfernung von ihm. Der erste Umkreis hat eine Härte von 248, der zweite von 600 Mikrohärteeinheiten. In weiter gelegenen Gebieten, rund um die Karbide, sind diese Unterschiede nicht festzustellen. Eine genauere Analyse der Gefügeaufnahmen, Abb.3 a und 3 b, ermöglicht es festzustellen, dass neben den grossen Titankarbiden auch sehr feine Ausscheidungen von dispersem Charakter auftreten, welche zweifellos als Chromkarbide anzusprechen sind. Es ist nähmlich bekannt, dass in Zonen unvollständiger Einschmelzung und Ueberhitzung der Wärmeeinflusszone, also im Temperaturbereich von 1400-1200°C, die Titankarbide in feste Lösung übergehen und bei einer raschen Abkühlung der gesammte Kohlenstoff sich nicht mehr zu Titankarbid vereinigt. Danach kann in einem schmalen Abschnitt in unmittelbarer Nähe der Schweissnaht, neben einer interkristallinen Korrosion (bei langen Verweilzeit bei hoher Temperatur und stärker wirkenden Angriffsmitteln) auch eine Aushärtung auftreten. Diese Erscheinung lässt sich folgendermassen erklären : Die Oberfläche des Titankarbides ist als Teilungsgrenze zwischen den Gefügephasen aufzufassen. Der Kohlenstoff, der zum Teil beim Anwärmen während der Schweissung gelöst wurde, diffundiert bei der Temperaturerniedrigung zurück in Richtung der Grundmasse des Titankarbides, jedoch als Folge der Abkühlungsgeschwindigkeit, ist er nicht mehr in der Lage, auf seinen Ursprungsort zurückzukehren. Er ist auch nicht mehr in der Lage, neue Titankar-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

bide zu bilden, weil zur Bildung einer derartigen chemischen Verbindung ein längerer Zeitraum, als dies während des Wärmezyklus beim Schweissen der Fall ist, norwendig ist. Demnach stabilisiert, der um die Titankarbide, sich in fester Lösung des - und -Eisens befindliche Kohlenstoff seine Lage und als Folge der raschen Temperaturerniedrigung zerfällt die feste Lösung des + -Eisens und bildet dabei Uebergangsstrukturen dispersen Charakters, wobei auch die Möglichkeit einer Martensitbildung nicht ausgeschlossen erscheint.

Neste mit einer erhöhten Härte, welche vor allen Dingen bei erhöhter Linienenergie auftreten, können die Ursache für die verminderte Verformungsfähigkeit der Schweissverbindungen sein. Vorkommende Fälle niedriger Biegewinkelwerte beim Stahl H17T kann man eben dem Vorhandensein solcher Neste zuschreiben als auch einem Chromabbrand in der unmittelbaren Nachbarschaft der Schweissnaht bei zu hohen Werten der Linienenergie.

Die zweite Behauptung ist an Hand einer durchgeführten Spektralanalyse im unmittelbar an die Einschmelzlinie von der Seite des Grundmettals angrenzenden Gebietes gestützt. Die in einem Abstand von je 0,25 mm, auf einer Länge von 1 mm, untersuchten Abschnitte der Wärmeeinflusszone zeigten in manchen Fällen eine Verringerung des Chromgehaltes bis auf 16,5 %. Eine Verringerung des Chromgehaltes stellte man nur entlang der Einschmälzflächen und in einer Entfernung von 0,25 mm fest. Es sei ausdrücklich betont, dass in nicht allen Fällen ein Chromabbrand festegestellt wurde. Man kann demnach die Ungleichmässigkeit in der chemischen Zusammensetzung, entlang der Einschmelzlinie, durch die während der Schweissung sich verändernde Linienenergie erklären. Dies bedeutet einfach gesagt, dass eine Möglichkeit besteht, die Ergebnisse durch Abänderung der Schweisstechnik zu beeinflussen. So kann z.b.eine Verlängerung des Lichtbogens oder eine Verlängerung der Verweilzeit der Elektrode über dem Schweissband örtlichen Chromabbrand, eine Ueberhitzung des Materials und dadurch

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

auch Gefügeänderungen verursachen. Als Beweis können unter anderem die beträchtlichen Härteunterschiede in der Wärmeeinflusszone beider untersuchten Stahlgüten sein.

Einfluss der technologichen Faktoren auf die Verformbarkeit der Schweissverbindungen.

Die Untersuchung des Einflusses einer Kaltverformung auf die Zähigkeitseigenschaften des Stahles H17 war deswegen notwendig, weil während der Montage der Bleche manchmal auch Materialbrüche auftraten. Bei einer nicht genauen Formung der Bleche zu Kessel- und Behältermänteln schlägt der Schlosser die Blechkannten unmittelbar an dem abgeschrägten Blechrand. Man könnte somit erwarten, dass die Ursache der Brüche in plastischen Verformungen, hervorgerufen durch unkontrollierte technologische Operationen, begründet liegt. Zur Nachprüfung dieser Vermutung, wurden bei beiden Stahlmarken die Bleche mit einer Dicke von 4 und 1,5 mm kaltverformt und danach um einen Biegewinkel von 180° kalt gebogen. Die 4 mm dicken Bleche wurden mit einem Verformungsgrad von 68 %, die 1,5 mm dicken Bleche mit einem Verformungsgrad von 40 % kaltverformt, wobei die Verformungsgrade im ersten Falle in 10 bezw.in drei Walzstichen, im zweiten Falle in 3 bezw.einem Walzstich erreicht wurden. Unabhängig von der Anzahl der Walzstiche liessen sich die Biegeproben ohne Anrisse um einen Winkel von 180° biegen. Das bedeutet, dass der Stahl der Gruppe H17 bei den untersuchten Blechdicken durch eine Kaltverformung keine Verschlechterung der Verformungseigenschaften erfährt. Es ist nur zu erwarten, dass ähnlich wie bei manchen niedriggekohlten Stählen, ein Abfall der Verformungseigenschaften durch Kaltverformung und Auslagerung bei Temperaturen von etwa 250°C auch bei manchen stahlschmelzen der Güte H17 in noch markanter Weise auftreten kann. Man kann daraus die Folgerung ziehen, dass man zwar Kaltver-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

formungen durch Nachschlagen zulässt, jedoch Verformungen bei einer Temperatur oberhalb 300°C und schon in keinem Falle bei einer Temperatur von über 900°C nicht mehr durchführen kann. Es ist nähmlich bekannt, dass selbst kurze Erhitzungszeiten bei dieser Temperatur im ganzen erhitzten Bereich des Werkstoffes - und nicht wie beim Schweissen in einer schmalen Zone - einen beträchtlichen Abfall der Kerbschlagzähigkeit hervorrufen.

Deshalb ist es nicht angebracht, den Stahl in der Güte H17 mit Hilfe der Gasschweissung zu schweissen. Die beträchtlich verbreitete Wärmeeinflusszone, im Gegensatz zu der Elektroschweissung, stellt für dieselbe Blechstärke eine potentielle Gefahr für die Rissbildung dar.

Untersuchung der Temperaturverteilung in der Wärmeeinflusszone.

Zwecks näherer Erkennung der Sprödeerscheinung in der Wärmeeinflusszone und insbesondere der Rolle der Temperatur in diesem Prozess, wurde die Temperaturverteilung an einem 4 mm dicken Blech, nach einer Einlagenschweissung ermittelt.

Die Versuche wurden wie folgt durchgeführt. Man bereitete eine Versuchsprobe aus zwei Blechabschnitten des Stahles H17, jede in der Abmessung 65 x 160 x 4 mm, vor. In der Mitte jedes Blechabschnittes, nach vorheriger Bestimmung der Schweissnahtbreite, wurden auf einer Kondensatorenwiderstandsschweissmaschine, die Enden von 5 Chromel-Alumel-Thermoelementen von 0,3 mm angeschweisst. Die anderen Enden der Thermoelemente verbindete man mit einem Oszillographen der Type POB-14, mit 8 Messbereichen.

Die Linienenergie beim Schweissen hatte dieselben Werte wie beim Schweissen der übrigen Bleche für die metallographischen Untersuchungen, die auch bei der Einschmelzung der "Schweissnaht" mit einer Wolframelektrode und betrug 1900 cal/cm. Die Anordnung der Thermoelemente

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

beim Schweissen veranschaulicht Abb. 5.

Während der Schweissung zeichnete der Oszillograph die relativen Temperaturen des Wärmezyklus, Abb. 6, danach berechnete man auf Grund der gemessenen Widerstände der Thermoelemente, Zahlentafel 5, und der aus dem Diagramm, Abb. 7, charakteristischen Ablesungen des Galvanometers, den Koeffizienten ($^{o}C/mm$) zur Umrechnung der aufgezeichneten Linien auf dem Oszillogpraphenband, auf wahre Temperaturwerte. Auf Grund dieser Angaben wurden Diagramme angefertigt, welche die Abhängigkeit "Temperatur-Zeit" sowie "Temperatur-Schweissnahtentfernungen" Abb.8, für die untersuchte Versuchsprobe veranschaulichten.

Weiter unten wird ein Berechnungsbeispiel für den Messpunkt 1 der untersuchten Versuchsprobe gegeben. In diesem Punkte war das Thermoelement Nr 8 und das Galvanometer 409 angeschlossen, dessen Charakteristik bei einem Thermoelementwiderstand von 1,7 den Wert = 0,595 mV/ /mm^2 besass. Das Chromel-Alumel-Thermoelement besitzt eine Thermokraft = $26,4^{o}C/mV$. Der Umrechnungskoeffizient wird aus der Gleichnung . = berechnet und besitzt in diesem Falle den Wert

$26,4^{o}C/mV \cdot 0,595\ mV/mm = 15.7^{o}C/mm.$

Durch diese Grösse werden die Abschnitte, die dem Galvanometer 409 entsprechen, multipliziert, und die erste äussere Kurve für den Temperaturverlauf bei der Erhitzung und Abkühlung, veranschaulicht auf der rechten Seite der Abb. 8, aufgebaut. Der linke Teil der Abbildung veranschaulicht den Verlauf der maximalen Temperaturen an den Schweisspunkten der Thermoelemente. Die Kurvenlinie T max. ist aus den Augenblickgrössen der Höchsttemperaturen in beliebig gewählten Zeiten, z.B.4.7.9.15 Sekunden aufgebaut.

Auf Grund der durchgeführten Messungen und insbesondere der Kurvenlinie T max, kann man mit ausreichender Genauigkeit feststellen, wie lange bestimmte Gebiete der

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Wärmeeinflusszone bei Temperaturen des Schweisswärmezyklus verweilten und daraus den Schluss, in Bezug auf den Einfluss dieser Temperaturen auf die Aenderung der Zähigkeitseigenschaften, insbesondere der Kerbschlagzähigkeit, ziehen.

Die tiefer gelegenen Werte für die Kerbschlagzähigkeit entsprechen Temperaturen, die beträchtlich 900°C überschreiten. Aus dem Diagramm geht ebenfalls hervor, dass in einer Entfernung bis zu 1,6 mm, dass heisst dort, wo die Temperatur 900°C beträgt, also wo sie für den Stahl H17 sich noch im kritischen Bereich befindet, die Kerbschlagzähigkeit noch Werte von 1 kG/cm^2 aufweisen müsste.

In Wirklichkeit verringerten sich die Kerbschlagzähigkeitswerte in einer Entfernung von 1,6 auf 4,6 kGm/cm^2 bei dem Stahl H17 bezw. 4 kGm/cm^2 bei dem Stahl H17T. Das bedeutet, dass die Aktivierungsenergie wegen ihrer sehr kurzen Einwirkungszeit von 10 Sekunden nicht genügend gross war, um vollständige und ungünstig wirkende Gefügeumwandlungen hervorzurufen, was nur eine teilweise Erniedrigung der Kerbschlagzähigkeitswerte nach sich zog.

Bemerkungen über die Korrosion von Schweissverbindungen aus dem Stahl H17.

Mit der erniedrigten Kerbschlagzähigkeit in der Wärmeeinflusszone hängt eng zusammen eine Verschlechterung der Korrosionsbeständigkeit dieser Zone. Das betrifft jedoch lediglich den Stahl in der Güte H17. Bei der Behandlung des Stahles H17T in 10%-ger Oxalsäure, bei einer Stromdichte von 1 A/cm^2 und einer Behandlungszeit von 1,5 Minuten stellte man keine Anzeichen einer Sensibilisierung fest. Die Abb. 9 veranschaulicht das Gefüge der Wärmeeinflusszone in der Schweissverbindung des Stahles H17 im Gebiet der stärksten Kernvergröberung, der Reihe nach für die Proben mit einer Dicke von 11,0, 4,0 und 1,5 mm, wobei die Aufnahmen der Abb. 9 a/ 1, 2, 3 das Gefüge unmittelbar nach der Sschweissung,

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

die Aufnahmen der Abb. 9 b/1, 2, 3 nach einer Weichglühung bei 760°C/1h/Luft betreffen. Aus diesen Aufnahmen geht deutlich hervor, dass nur die auf der Abb. 9 b/1 gezeigte Probe, mit einer Dicke von 11 mm, fast keine Neigung zur interkristallinen Korrosion aufweisst, ale übrigen Proben und insbesondere die mit einer Dicke von 1,5 mm, weisen sehr starke Korrosionsneigung auf.

Erwähnungswert wäre es noch einiges über die Empfindlichkeit des Grundmateriales und der Schweissnaht beim Beizen zu sagen. Die für den Grundwerkstoff vorteilhafte Glühung bei einer Temperatur von 760°C bewirkt jedoch eine Sensibilisierung der Schweissnaht zur allgemeinen Abtragungskorrosion. Dieselbe Erscheinung, obwohl in einem viel geringeren Masse, ist bei der Abkühlung der Schweissnaht nach dem Schweissen, beim Uebergang durch eine Temperatur von 650°C festzustellen. Aus diesem Grunde konnte man in allen untersuchten Proben eine stärkere Anätzung der Schweissnaht, verglichen mit dem Grundmetall, beobachten.

Ursache der interkristallinen Korrosion ist zweifellos eine Verarmung der Korngrenzen an Chrom, die bei den halbferritischen Stählen H17, besonders intensiv auftritt. Ausser einer Karbidbildung erfolgt eine Verlagerung der nichtmetallischen Einschlüsse, insbesondere von Phosphor (7) in Richtung der Korngrenzen, was zusammen mit den Karbiden und einer Gefügeänderung in der Nachbarschaft der Karbide die interkristalline Korrosion hervorruft. Diese Korrosion, wie aus der Abb. 9 ersichtlich ist, tritt umso stärker hervor, je intensiver die Wärmeeinflusszone erhitzt wurde, also je dünner das geschweisste Blech - umso stärker die Korrosion.

Die Untersuchung der interkristallinen Korosion im Testversuch nach Strauss zeigte, dass eine Erhitzung des Stahles H17 während einer Zeit von 1, 2,5 und 5 Minuten im Temperaturbereich von 800-1300°C keine Neigung zur interkristallinen Korrosion hervorruft. Dagegen Proben, wel-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

che auf eine Temperatur von 1000°C in den oben angeführten Zeiten erhitzt wurden und in kochender 65%-iger Salpetersäure behandelt wurden, sind interkristallin korrosionsanfällig. Aenliche Ergebnisse erhielt man bei der Untersuchung von Schweissverbindungen.(6)

Das oben angeführte Beispiel bestätigt noch einmal die Richtigkeit des Grundsatzes einer vorherigen Nachprüfung der Korrosionseigenschaften von nichtrostenden Stählen in bestimmten Korrosionsmedien.

Z u s a m m e n f a s s u n g .

1) Der Abfall der Kerbschlagzähigkeit in der Wärmeeinflusszone der Schweissverbindung tritt bei den Stählen der Gruppe H17 auf einem sehr schmalen Abschnitt auf und ist nach der Meinung des Verfassers nicht gefährlicher für das Verhalten der Stähle beim Raumtemperaturen als der bei niedriggekohlten Baustählen festgestellte Kerbschlagzähigkeitsabfall bei in tieferen Temperaturen arbeitenden Bauteilen.

   Stähle der Gruppe H17 arbeiten in der Regel nicht bei dynamischen Beanspruchungen, daher ist auch die Gefahr eines Betriebsausfalls bei dieser Stahlgruppe geringer als bei Bauteilen aus niedrig- oder mittelkohlenstoffhaltigen Stählen.

2) Eine sehr hohe Linienenergie kann allein bezw.zusammen mit einer falschen Schweisstechnik zu bedeutsamen Gefügeumwandlungen führen, unter anderem zu einer Anreicherung des Kohlenstoffes an der Einschmelzlinie, zu beträchtlichen Härteunterschieden der Gefügebestandteile in der Wärmeeinflusszone, zu einer Härtesteigerung der Titankarbidumgebung, zur Kornvergröberung in der Nachbarschaft der Einschmelzlinie u.s.w. Diese Aenderungen führen zu einer Verminderung der Verformungseigenschaften der Schweissverbindung, wie z.B. des Biegeprobewinkels sowie zu einer Erhöhung der allgemeinen Korrosions-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

abtragung. Bei richtig gewählten Schweisskennwerten und guter Schweisstechnik kann man Biegewinkel von mehr als 90° für den Stahl H17 und 180° für den Stahl H17T erreichen.

3) Die Möglichkeit einer Anwärmung des Stahles H 17 bei Montagearbeiten ist auszuschliessen. Jede unkontrollierte Erhitzung bezw.Erwärmung für Richtarbeiten vergrössert den Bereich verminderter Kerbschlagzähigkeit bis zu einer gefährlichen Grenze und kann schon zu Rissbildung bei Montage- und bei Schweissarbeiten führen.

4) Der Stahl in der Güte H17 besitzt, bei allen untersuchten Materialstärken, Neigung zur interkristallinen Korrosion. Bei Berücksichtigung der eben genannten Tatsache als auch wegen der niedrigen Verformungseigenschaften der Schweissverbindung ist die Verwendung und überhaupt die Erzeugung dieses Stahles auf ein Minimum einzuschränken.

5) Der Stahl in der Güte H17T kann bei richtig durchgeführter Warmverformung, d.h. bei Anwendung tieferer Anwärmtemperaturen für die Warmverformung, z.B. bis zu 1000°C und bei Berücksichtigung zweckentsprechender Wärmebehandlung und Schweisstechnologie fü dynamisch unbelastete Bauteile, die im mässig angreifenden Korrosionsmedien arbeiten, verwendet werden. In vielen Fällen kann der austenitische säurebeständige Stahl der Stahlgruppe 18/8 mit Erfolg durch den ferritischen Chromstahl H17T ersetzt werden.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Verzeichniss der Abbildungen.

Abb.1 a) Gefüge der mittleren Schicht der Schweissverbindung aus dem 11 mm dicken Blech, Stahl H17, geschweisst mit austenitischen Elektroden der Type 18/8. Vergrösserung x 200.

b) Gefüge der oberen Schicht der Schweissverbindung aus dem 4 mm dicken Blech. Vergrösserung x 200.

c) Aehnlich wie Abb. 1a), jedoch bei 600-facher Vergrösserung mit Mikrohärteeindrücken.

d) Aehnlich wie Abb. 1b), jedoch bei 600-facher Vergrösserung, ebenfalls mit Mikrohärteeindrücken.

Abb.2 a) Stahl H17 Gefüge : 1) der eingeschmolzenen "Schweissnaht", ausgeführt mit einer Wolframelektrode in Argonschutzgas, Vergrösserung x 200; 2)der "Einschmelzlinie", Vergrösserung x 200; 3) der Wärmeeinflusszone im Schweisszustand, Vergrösserung x 200 und 5) Vergrösserung x 600; sowie 6) nach dem Weichglühen bei 760°/ /1h/Luft, Vergrösserung x 600 und 4) des Grundmetalls, Vergrösserung x 200.

b) Stahl H17T - Erklärung wie unter Punkt a).

Abb.3 a) Gefüge der Wärmeeinflusszone aus dem Stahl H17 im Schweisszustande (1) und nach einer Weichglühung (2). Vergrösserung x 1300.

b) Wie unter Punkt a) jedoch für den Stahl H17T.

Abb.4 Mikrohärteeindrücke in der Umgebung von TiC in der Wärmeienflusszone der Schweissverbindung aus dem Stahl H17T.

Abb.5 Anordnung der Thermoelemente beim Schweissen der Versuchsprobe zur Ermittlung der Temperaturverteilung a - Photoaufnahme, b - Zeichnung.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Abb.6 Aufzeichnung des Schweisswärmezyklus bei der Schweissung der Versuchsprobe zur Ermittlung der Temperaturverteilung (am Oszillographen).

Abb.7 Diagramm der charakteristischen Kennwerte für den Oszillographen POB-14.

Abb.8 a) Diagramm der maximalen Temperaturen in Abhängigkeit von der Entfernung der Schweissnaht (Einschmelzlinie).

b) Diagramm für die Anwärmetemperaturen und die Abkühlung der Versuchsprobe in Abhängigkeit von der Zeit.

Abb.9 a) Gefüge der Wärmeinflusszone im Gebiet der stärksten Kornvergröberung; Schweissverbindung an einer Blechdicke von 11 mm (1), 4 mm (2) und 1,5 mm (3); Vergrösserung x 600.

b) Wie unter Punkt a) jedoch nach einer Weichglühung bei 760°C/1h/Luft.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Literaturverzeichniss.

1) Babakow, A.A. u.T.A.Shadan :
Chmitscheskoje Maschinostrojenije, 4/1960, S.2.

2) Hochmann, J.: Rev.Mét.Bd.48/1951, S.734.

3) Babakow, A.A.: Stal, 1/1952, S.73.

4) Houdremont, E.: Handbuch des Sonderstahlkunde,
1956, S.638;

5) Colombier, L., Hochmann J.: Aciers inoxidable,
Aciers refractaires,

6) Krutikow, A.N., A.P.Akschenzewa u.J.G.Wolikova :
Chimitscheskoje Maschinostrojenije, 6/1961, S.33.

7) Utewski, L.M.: Uebersicht über die Anlassprödigkeit
legierter Baustähle, 1961.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

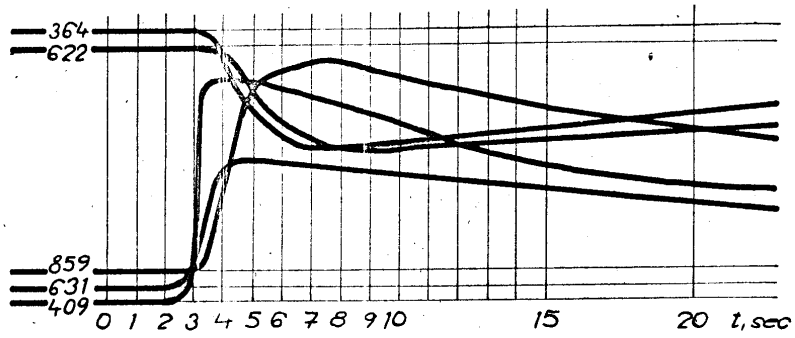


Abb. 6

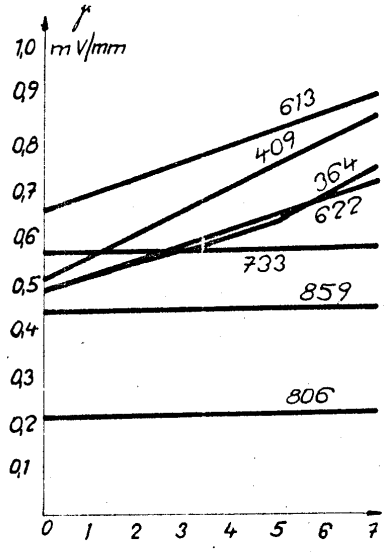


Abb.7

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

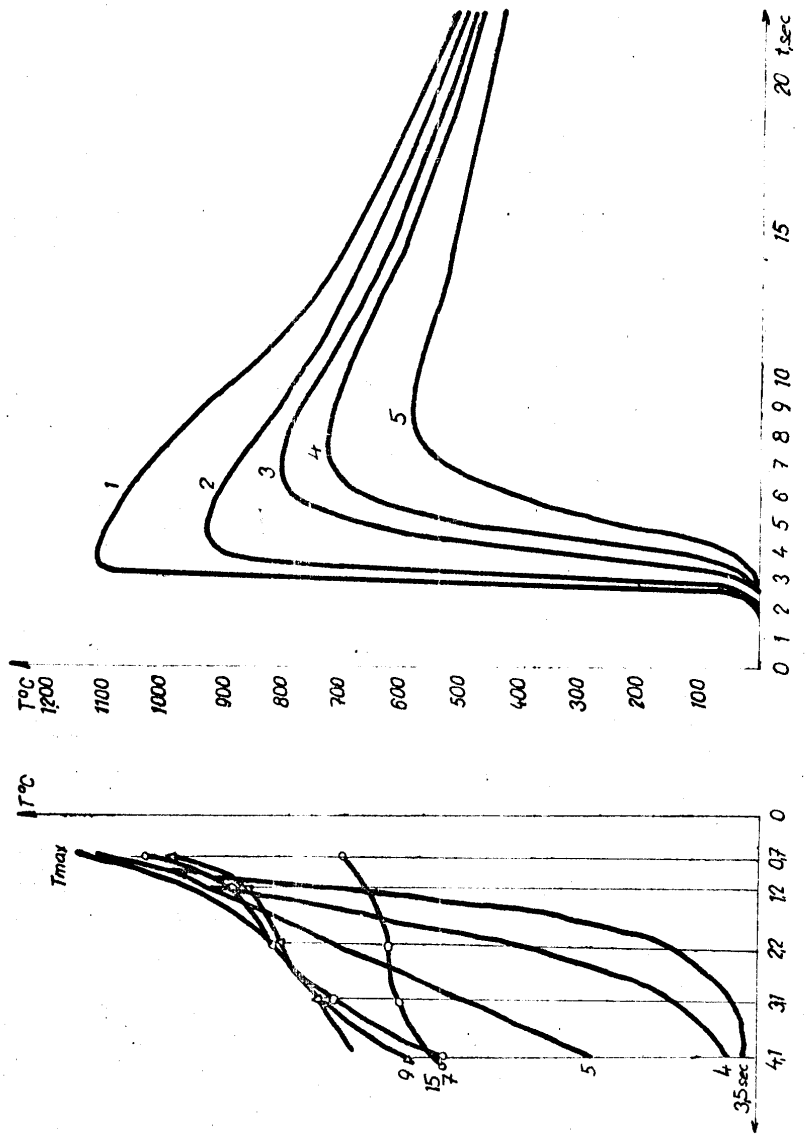


Abb. 2

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

НОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА ТОЛСТОСТЕННЫХ СВАРНЫХ СОСУДОВ ДЛЯ ХИМИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ ИЗ ДВУХСЛОЙНЫХ СТАЛЕЙ С КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ АУСТЕНИТНОЙ ОБЛИЦОВКОЙ x/

Д-р технич. наук
Б. И. Медовар
Институт электросварки им. Е.О. Патона Академии наук
Украинской ССР
Киев, СССР.

Современная химическая и нефтехимическая промышленность предъявляет непрерывно возрастающие требования к корпусной аппаратуре, изготовляемой заводами химического машиностроения. Интенсификация процессов химической технологии - повышение температур и давлений, усиление агрессивности рабочей среды - влечет за собой необходимость увеличения толщины применяемых сталей, широкого использования коррозионностойких (нержавеющих) сталей и сплавов. Так, например, в производстве синтетической мочевины должны применяться колонны высокого давления со стенкой, превышающей 200 мм, способные надежно работать в условиях длительного воздействия сильно агрессивной среды.

В подавляющем большинстве случаев, однако, нет нужды изготовлять толстостенный химический сосуд или аппарат высокого давления целиком из нержавеющей высоколе-

x/ В работе принимали участие В.А. Луцюк, В.Я. Саенко, Н.П. Холодник, В.И. Рабинович, И.И. Кумыш.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

гированной стали. Достаточно лишь защитить от агрессивного действия рабочей среды его внутреннюю поверхность сравнительно тонким слоем коррозионностойкой аустенитной стали. Лишь в отдельных случаях желательно иметь защитный слой и на наружной поверхности изделия.

Современные аустенитные нержавеющие стали для химической промышленности, как правило, содержат около 10 % никеля. Это значит, что для изготовления крупногабаритного сосуда высокого давления весом, например, 50-60 т с толщиной стенки 100-120 мм, требуется израсходовать не менее 5-6 т никеля. Ясно, что замена сплошного нержавеющего листа большой толщины двух- или трехслойным листом с тонкой (10-15 мм) нержавеющей облицовкой позволила бы резко сократить расход никеля - в данном случае до 0,5--1,0 т.

Другим средством экономии никеля является, как известно, механизированная наплавка относительно тонкого слоя нержавеющей стали на поверхность обычной конструкционной стали.

Замена толстой нержавеющей стали сплошного сечения обычной сталью может быть, как известно, осуществлена путем так называемой футеровки сосуда или аппарата, т.е. приваркой предварительно свальцованных тонких листов нержавеющей стали к внутренней поверхности изделия из конструкционной стали. Однако этот способ получения коррозионностойкой толстостенной химической аппаратуры уже не отвечает современному уровню технологии машиностроения ни по трудоемкости, ни по качеству продукции. Применение его может быть оправдано лишь в монтажных условиях, например, при ремонте или реконструкции крупногабаритных башен, колонн, оборудования целлюлозно-бумажной промышленности и т.п.

В этом докладе мы ограничимся рассмотрением двух вариантов производства двухслойной толстостенной химической аппаратуры из биметалла, т.е. из плакированной стали, а также из обычной стали с помощью механизированной наплавки под флюсом на ее поверхность коррозионностойкого защитного слоя. Отдельно рассматривается новая техно-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

логия получения крупногабаритных двух- и трехслойных толстых листов путем прокатки тяжелых сварных заготовок, выполненных электрошлаковым способом.

1. Новый способ производства двухслойного толстолистового проката, основанный на применении электрошлаковой сварки.

В настоящее время известно много способов получения биметаллического листа, но все они могут быть объединены в две группы:

1. Заливка в изложнице нержавеющей плиты жидкой углеродистой или низколегированной сталью с последующей прокаткой составного слитка (рис.1,а). Этот способ иногда называют способом литого плакирования. Применяется он в СССР, ЧССР и некоторых других странах.

2. Изготовление пакетов из твердых составляющих, герметизация их с помощью сварки и последующая прокатка (рис. 1,б). Пакетный способ распространен в США, Франции, ФРГ, Японии и др. странах.

Оба эти способа обеспечивают сцепление (сварку) между слоями обычной и нержавеющей сталей только в процессе горячей прокатки, т.е. предусматривают кузнечную сварку. Требуются большие обжатия, чтобы было достигнуто надежное сцепление разнородных металлов. Этим объясняется затруднительность получения доброкачественного толстолистового двухслойного проката с помощью обоих способов. Чтобы пакетным способом получить толстый биметалл, приходится дважды изготовлять и прокатывать пакеты: сперва по обычной схеме (рис.1,б) получить сравнительно тонкий биметалл с нержавеющей облицовкой, а затем эти плакированные листы пакетировать с обычной сталью (рис.1,в) и прокатывать их, достигая на этой операции сцепления обычной стали с обычной (1).

Учитывая недостатки обоих известных способов производства толстого биметалла, Институт электросварки им.Е.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

О. Патона АН УССР совместно с Кузнецким металлургическим комбинатом (в Сибири) и Барнаульским котельным заводом (на Алтае) предложил принципиально новый способ получения двух- и трехслойных листов любой толщины, основанный на применении электрошлаковой сварки - наиболее эффективного способа сварки толстого металла [2] x/.

Сущность нового способа производства многослойного проката ясна из рис.2. К одной или двум поверхностям слитка углеродистой, низко- или среднелегированной стали развесом 7-15 тонн (1) прикладывается с зазором 30-40 мм плита или плиты нержавеющей (коррозионностойкой) стали толщиной 40-100 мм (2). Эти плиты по всей поверхности приваривают к слитку электрошлаковым швом (3). Полученную сварную заготовку прокатывают на лист необходимых размеров. Изменяя толщину слитка, плит и величину зазоров между ними, можно получать листы с требуемым соотношением толщин отдельных слоев. Антикоррозионные и другие свойства облицовочных или промежуточных слоев зависят от марки стали, из которой изготовлены плиты и слитки, а также от применяемых сварочных материалов (проволока, флюс).

Новый способ позволяет получать двух- и многослойный листовой прокат практически любых толщин с надежной прочностью сцепления слоев по всей поверхности контакта разнородных металлов. Надежное сцепление слоев обусловливается проплавлением свариваемых поверхностей. При изготовлении заготовок под прокатку электрошлаковым способом приходится сваривать металл толщиной 700-1000 мм при высоте шва до 2,5 м, если заготовка расположена вертикально (рис.3,а) либо металл толщиной до 2,5 м при высоте шва

---

x/ Авторское свидетельство СССР, № 129473 с приоритетом от 9 ноября 1959 г. (Б.Е. Патон, Б.И.Медовар, А.М. Макара, В. А. Луцюк, Т.М. Слуцкая, А.С. Искра, В. И. Рабинович, В. Г. Радченко, А. И. Бородулин, С. В. Баранов).

30

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

до 700-1000 мм, если расположить заготовку горизонтально (рис.3, б).

Электрошлаковая сварка может выполняться проволочными электродами (рис.4), например, двумя аппаратами типа А-372р (суммарно - шесть электродов). Может быть также применен способ сварки плавящимся мундштуком (рис.5).

Однако в условиях металлургического завода, имеющего собственный прокат нержавеющего листа, заслуживает предпочтения вариант сварки пластинчатыми электродами (рис.3).

Для получения доброкачественной сварной заготовки и отвечающего современным требованиям двухслойного проката, необходимо, чтобы поверхность сплавления была по возможности плоской, а проплавление свариваемых разнородных металлов равномерно по высоте заготовки. В результате прокатки сварной заготовки, по сути дела, мы получаем не двухслойный, а трехслойный лист: основной металл, нержавеющий лист и промежуточный третий слой - бывший электрошлаковый шов между основным и облицовочным (или плакирующим) слоями (рис.6,а-в).

Возможны два варианта технологии сварки двухслойных заготовок: 1/ аустенитный (с применением высоколегированного присадочного материала) и 2/ ферритный (с применением нелегированного присадочного материала обычного качества).

В процессе электрошлаковой сварки заготовки неизбежно разбавление присадочного металла углеродистой и нержавеющей сталями, проплавляемыми, обычно, на глубину до 15-20 мм (рис.7).

Нетрудно подсчитать, что при сварки заготовки из сталей Ст.3 и 1Х18Н9Т (с 18 % Cr и 9 %Ni) проволокой или пластиной из такой же нержавеющей стали типа 18-8, металл шва будет содержать не более 13-14 % Cr и 6-7 %Ni Такой шов, естественно, не будет обладать стабильной аустенитной структурой. Наличие в нем мартенситной составляющей нельзя признать желательным. Особенно опасным является образование мартенситной прослойки близ линии сплавления с углеродистой сталью. Появлению этой

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

прослойки способствует реактивная диффузия углерода из легированной стали в электрошлаковый высокохромистый шов. В готовом листе наличие мартенситной прослойки может вызвать хрупкое разрушение, например, при резке на гильотинных ножницах (рис.8,а).

Радикальным средством предотвращения мартенситной составляющей в переходном слое двухслойного листа и мартенситной прослойки на границе контакта с углеродистой сталью является повышение запаса аустенитности электрошлакового шва. Это достигается применением присадочных материалов с более высоким содержанием хрома и никеля, чем в облицовке. Так, например, при сварке электродами (проволочными или пластинчатыми) типа 25-20 или 25-13 промежуточный слой в готовом листе, т.е. бывший электрошлаковый шов имеет чистоаустенитную структуру состава, примерно 18-10, полностью исключается образование мартенситной прослойки и ликвидируется опасность отделения облицовки вместе с промежуточным слоем от основного металла (рис.8,б). Иными словами, правильный выбор композиции металла электрошлакового шва гарантирует надежное сцепление разнородных металлов в биметалле.

Ввиду проплавления нержавеющей плиты при электрошлаковой сварке двухслойной заготовки по ферритному варианту, промежуточный слой уже не является, строго говоря, ферритным, т.к. он обогащается хромом и никелем. В случае стали 1Х18Н9Т и сварки проволокой из низкоуглеродистой стали Св-08 по ГОСТ 2246-60 этот слой представляет собой закаливающуюся на воздухе сталь с 4-5 % Cr и 2-3 % Ni. Чтобы биметалл с таким промежуточным слоем (рис.8,в) обладал достаточно высокими пластическими свойствами, его необходимо после прокатки подвергать специальной термической обработке, например, нормализации (нагрев до 950°, выдержка в течение 6,5 час., охлаждение на воздухе) и отпуску (нагрев при 680° в течение 4 час., воздух) [2].

При электрошлаковой сварке заготовок по ферритному варианту возможно локальное разрушение их по нержавеющей

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

стали вдоль линии сплавления со швом на расстоянии всего нескольких зерен от нее (рис.9). Вопросы локального разрушения аустенитных сталей как при электрошлаковой сварке, так и в процессе эксплуатации их при высоких температурах подробно рассмотрены в работах [3,4]. Поэтому здесь мы отметим только, что применительно к новому способу производства биметалла из заготовок, сваренных по ферритному варианту, наиболее надежным средством предотвращения локального разрушения является использование нержавеющих плит из двухфазной аустенитной ферритной стали (рис.10,а-б). Причем сталь в состоянии поставки может и не иметь аустенитно-ферритного строения. Важно лишь, чтобы в результате воздействия сварочного нагрева в околошовной зоне образовался высокотемпературный феррит (рис.10,в).

Итак, при соблюдении всех перечисленных условий, новый способ производства обеспечивает получение толстолистового биметалла требуемого качества для нужд химического машиностроения. Надежное сцепление слоев в этом биметалле позволяет принимать в расчет прочности конструкции не только основной металл, как это делается теперь, но и плакирующий слой, что дает существенное снижение веса изделий и экономию металла.

2. Технология сварки толстолистового двух- и трехслойного металла.

Советское химическое машиностроение ориентируется на широкое применение механизированной сварки в производстве толстостенных сосудов из двух- и трехслойного металла. Как правило, цилиндрические сосуды изготовляют из штампованных корыт, свариваемых продольными швами (рис. 11). Если возможен доступ сварочного аппарата внутрь корпуса, отдают предпочтение электрошлаковой сварке [5.] Для этого предварительно удаляют нержавеющую облицовку (рис. 12,а-б) и производят сварку основного нелегированного ме-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

талла по обычной технологии. Ширина оголяемого участка зависит от конструкции сварочного аппарата и формирующих устройств. Затем на поверхность электрошлакового шва снаружи или внутри изделия наплавляют под флюсом слой нержавеющего металла. (Вопросы механизированной наплавки коррозионностойкого слоя на поверхность обычной стали детально рассматриваются в следующем разделе доклада). Сказанное выше относительно электрошлаковой сварки, естественно, касается не только продольных швов, но также и кольцевых швов, например, швов присоединяющих сферические отбортованные днища к корпусу сосуда (аппарата).

Помимо описанной, в принципе возможна и иная технология электрошлаковой сварки толстостенного сосуда из плакированной стали. Речь идет об электрошлаковой сварке с несквозным проплавлением кромок по схеме, представленной на рис. 12,в. Этот вариант, как видим, предусматривает специальную разделку кромок и предварительную или последующую заварку под флюсом разделительного шва (р). Естественно, что и в этом случае заключительной операцией служит наплавка нержавеющего слоя (н) вместо ранее удаленной части облицовки.

Технология сварки толстостенных сосудов сильно усложняется, если доступ сварочного аппарата или сварщика внутрь изделия затруднен или даже вовсе невозможен, т.е. если приходится осуществлять сварку при одностороннем доступе к изделию. Такого рода случай, применительно к объектам атомной и радиохимической промышленности обстоятельно описан американскими исследователями [6].

Рассмотрим этот вопрос более подробно. Здесь возможны два варианта механизированной сварки - аустенитный и ферритный.

1. Аустенитный вариант. Корневые швы, расположенные в нержавеющей облицовке, выполняются в аргоне или углекислом газе (рис. 13,а) навесу, т.е. без подкладных колец или формирующих приспособлений. В частности, применительно к стали 1Х18Н9Т сварка в углекислом газе про-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

изводится проволокой марки ЭП156 (08Х20Н9СБТЮ),обеспечивающей высокую стойкость металла шва против межкристаллитной коррозии [7] . Стабилизированной проволокой типа 18-8 выполняются только несколько первых слоев, обращенных к агрессивной среде. Все остальное сечение разделки заполняется аустенитным металлом.

Выбор марки аустенитной проволоки для заполнения разделки зависит от композиции основного металла и требований, предъявляемых к сварным соединениям.

Если основной металл содержит немного углерода и легирован карбидообразующими элементами, можно не опасаться диффузии углерода в металл шва и образования обезуглероженной прослойки вдоль линии сплавления [8]. В таком случае сварка может производиться, например, проволокой типа 18-8. Во избежание снижения пластических свойств металла пограничных валиков, вследствие разбавления их основным металлом, эти валики следует выполнять более легированной проволокой, например, типа 25-12 (рис.13,б).

Если основной металл представляет собой углеродистую сталь, не содержащую карбидообразующих элементов, приходится принимать специальные меры, чтобы избежать диффузии углерода и разупрочнения околошовной зоны. Одной из таких мер является предварительная облицовка кромок высоконикелевой аустенитной сталью типа Х16Н26М6 или никелехромовым сплавом типа Х15Н60 или Х20Н80 (рис.13,в). Если облицовка кромок выполнена на оптимальных режимах, последующая механическая обработка их может оказаться излишней. Заполнение разделки может производиться либо той же проволокой, что и облицовка, либо менее легированной аустенитной проволокой. Разумеется, должны применяться неокислительные (фторидные, бесфтористые или карбидные) флюсы, обеспечивающие максимальную стойкость наплавленного аустенитного металла против образования горячих (кристаллизационных) трещин [9] .

2. Ферритный вариант. Корневые швы и вся разделка

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

до линии раздела основной металл - промежуточный слой выполняются точно так же, как при сварке по аустенитному варианту. Затем на поверхность нержавеющего наплавленного металла накладывается разделительный слой сверхнизкоуглеродистой ферритной стали (железа армко) (рис.14). Поверх разделительного слоя накладывают по обычной технологии сварки под флюсом многопроходный шов. Чем же вызвана необходимость сварки ферритного промежуточного слоя? Делается это с целью обеспечения минимального снижения пластических свойств наплавленного металла, легируемого хромом и никелем в результате неизбежного проплавления нержавеющего металла [6, 16] . Как бы ни была совершенна технология сварки под флюсом разделительного слоя, довести долю участия нержавеющего металла в образовании этого слоя менее чем до 12-15 % практически невозможно. Следовательно, в переходном слое будет не меньше 2 % хрома и 1 % никеля, а это значит, что в нем неизбежно образуются закалочные структуры. Чем меньше углерода в легированном аустените, тем меньше твердость и выше пластичность продуктов его распада. Наличие такого сравнительно мягкого переходного слоя и делает возможным практическое применение ферритного варианта при односторонней механизированной сварке толстостенной химической аппаратуры из двухслойного металла.

Использование того или иного из рассмотренных вариантов сварки определяется конструкцией и назначением изделия, а также конкретными производственными условиями на данном предприятии химического машиностроения.

3. Технология механизированной наплавки слоя коррозионностойкой стали на поверхность углеродистой или низколегированной стали.

До недавнего времени в СССР, как и в других странах, применяли автоматическую наплавку слоя коррозионностойкой стали на внутреннюю поверхность почти готового сосуда. Круп-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

нейшим недостатком такой технологии является то, что сварщику, находящемуся внутри обечайки или замкнутого сосуда, приходится работать в очень тяжелых условиях, особенно, если наплавка производится с сопутствующим подогревом всего изделия. Избежать наплавки внутри сосуда, если корпус его изготовляется цельнокованым, практически невозможно.

Отказаться от такой несовершенной технологии удалось только с переходом на современный прогрессивный способ производства толстостенных сосудов путем электрошлаковой сварки штампованых заготовок в виде корыт длиной до 12 метров. Такой способ производства сосудов позволил по новому решить задачу нанесения защитного антикоррозионного слоя. Вместо того, чтобы наплавлять сосуд в сборе, автоматической наплавке подвергают плиты размерами, например, до 2,2 х 6,0 метров еще до штамповки их в корыта. x/ При этом, естественно, в значительной степени улучшаются условия труда сварщика и упрощается техника наплавки [10] .

Такая технология наплавки может быть применена и при наличии мощных гибочных пирамидальных вальцев, допускающих формовку цилиндрической обечайки из заранее наплавленных с одной или двух сторон листов большой толщины (рис.15).

Наиболее высокая производительность наплавочных работ может быть достигнута при электрошлаковой наплавке. В принципе этот вид наплавки может выполняться как в нижнем, так и в вертикальном положениях. Однако в первом случае почти невозможно избежать несплавлений, а при наплавке в вертикальном положении широких листов неизбежно сильное усложнение сварочной аппаратуры и, особенно, устройств для принудительного формирования металлической ванны. Поэтому отдается предпочтение дуговой наплавке под флюсом [11, 17, 18] .

---

x/ Авторское свидетельство СССР, № 139544 с приоритетом от 10 мая 1960 г. (В.И.Рабинович), Класс 49е, 12, см. "Бюллетень изобретений" № 13, 1961 г., 21п. 30.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Главным требованием, которое должно быть выполнено при наплавке слоя коррозионностойкой стали, является обеспечение минимального разбавления наплавляемого металла основным металлом. Необходимо, чтобы доля основного металла была минимальна, желательно не более 15-20 %. (Нетрудно подсчитать, что в этом случае, даже пользуясь присадочным металлом типа 18-8, можно обойтись наплавкой не более, чем в три слоя если рабочий слой должен отвечать составу 18-8).

Столь малое проплавление основного металла, как известно, может быть достигнуто в случае одноэлектродной наплавки только при условии наклона электрода углом вперед, а изделия на спуск и применения постоянного тока прямой полярности. Первые два условия сравнительно просто соблюдаются при наплавке внутри сосуда, но значительно труднее выполнимы при наплавке крупногабаритных толстых плит.

Проще всего достигнуть малого проплавления наплавляемого металла при использовании ленточного электрода (рис. 16, а-в) . Может быть применена многоэлектродная наплавка при поперечном расположении электродов. При этом удается получить минимальное проплавление основного металла (глубина провара не превышает 0,8 мм, а доля основного металла составляет 15 %), не прибегая к наклону электрода или наплавляемого листа.

Многоэлектродная, например, трехэлектродная наплавка обладает тем несомненным преимуществом, что упрощение техники выполнения наплавочных работ (возможность сохранить вертикальное положение электродов и горизонтальное положение листа) сочетается со значительным повышением производительности.

Важным достоинством способа трехэлектродной наплавки является возможность легко и просто в сравнительно широких пределах управлять формой валика и глубиной проплавления путем изменения расстояния между электродами.

Как известно, современная технология сварки аустенитных сталей типа 18-8 предусматривает применение флюсов,обра-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

зующих при расплавлении практически нейтральные шлаки.

Отличительной особенностью этих флюсов, содержащих обычно более 50 % фтористого кальция, является их высокая электропроводность в расплавленном состоянии. Так, например, фторидный флюс АНФ-1 (98% CaF_2) при температуре 2000° С обладает электропроводностью 10 $ом^{-1}$ $см^{-1}$, фторидный флюс АНФ-5 (80% CaF_2 - 20% NaF) 12-15 $ом^{-1}$ $см^{-1}$, тогда как силикатный флюс АН-8 имеет значительно меньшую электропроводность - всего 3,6 $ом^{-1}$ $см^{-1}$.

Чем выше электропроводность флюса - шлака, тем при прочих равных условиях, больше вероятность шунтирования сварочной дуги и перехода дугового процесса в электрошлаковый. Естественно, что с увеличением количества расплавляемого дугой флюса, вероятность нарушения дугового процесса возрастает.

Установлено, что при многоэлектродной сварке или наплавке, а также при наплавке ленточным электродом, удельный расход флюса примерно на 40-50% превышает расход его при обычной сварке или наплавке одним электродом. Применение чисто галоидных флюсов, ввиду сильного шунтирования дуги, сопровождается в этих условиях недопустимым ухудшением формирования валика, ширина его уменьшается, а высота возрастает.

Картина резко меняется, если в состав галоидного, например, фторидного флюса вводится хотя бы сравнительно небольшое (10-12%) количество кислых окислов - двуокиси кремния или двуокиси титана. В этом случае формирование валика весьма заметно улучшается. Исходя из этого положения, в Институте электросварки был разработан фторидный флюс АНФ-16 следующего расчетного состава (%): 3 SiO_2 , 53 CaF_2, 7 NaF, 5 MgO, 30 Al_2O_3. Вследствие использования обычных шихтовых материалов, содержащих кремнезем, фактическое содержание двуокиси кремния во флюсе достигает 10-12% [12.] Этот флюс пригоден для наплавки нержавеющей стали на поверхность обычной стали. Может быть с успехом использован и флюс ОФ-10 следующего состава (%) : 9-12 SiO_2 до 8 CaO , 11-14 MgO 28-34 Al_2O_3

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

35-45 CaF_2 [13.]

При наплавке хромоникелевой аустенитной стали на поверхность низкохромистой или бесхромистой (т.е. углеродистой или низколегированной стали) еще в процессе наплавки на границе раздела двух разнородных металлов развиваются диффузионные процессы, получающие дальнейшее развитие при последующей термической обработке. Сущность этих процессов состоит в реактивной диффузии углерода из бесхромистого или низкохромистого металла в высокохромистый. Поскольку наплавляемый металл обычно отличается от основного более низким содержанием углерода, наряду с реактивной диффузией должна учитываться также и диффузия концентрационная.

Следствием протекания диффузионных процессов является обезуглероживание объемов основного металла, непосредственно примыкающих к наплавленному слою и науглероживание сравнительно тонкого пограничного слоя в наплавленном металле.

Появление обезуглероженной прослойки крайне опасно в тех случаях, когда она занимает все расчетное сечение, например, в случае стыка труб из аустенитной и неаустенитной сталей (рис.17,а) или при сварке стыковых швов толстого биметалла (см.рис.13).

Применительно к толстостенным сосудам появление обезуглероженной цилиндрической поверхности не представляет практически никакой опасности с точки зрения снижения прочности сосуда, т.к. фактически не влечет за собой уменьшения расчетного сечения (рис.17,б).

В результате диффузии углерода в наплавленный металл в нем образуется хрупкая прослойка, микроструктура которой, в зависимости от конкретных условий, может быть мартенситной, аустенитно-карбидной и т.д. Под действием внутренних напряжений, возникающих в процессе наплавки или последующей термической обработки в принципе возможен отрыв наплавленного слоя от поверхности плиты. Хрупкое разрушение как правило происходит по науглероженной прослойке наплавленного металла (рис.18). Нам ни разу не приходилось наблюдать отрыв по обезуглероженной прослойке.

Можно считать установленным, что в случае коррозионно-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

стойкой наплавки котельной стали, наличие тонкого обезуглероженного слоя несравненно менее опасно, чем науглероживание пограничного слоя наплавленного металла. Следовательно, можно допустить прослойку металла, уступающего по прочности материалу стенки сосуда, если только наличие этой прослойки не влечет за собой появления науглероженного хрупкого слоя в наплавленном металле.

Исходя из этих соображений, предлагается наплавлять на поверхность конструкционной стали промежуточный тонкий слой низкоуглеродистого или безуглеродистого металла, поверх которого уже наплавлять собственно коррозионностойкий металл [14,15]. Естественно, что в этих условиях обогащение углеродом пограничных объемов металла, наплавленного аустенитной проволокой, практически не имеет места. Приведенные на рис.19, а-д, микрофотографии иллюстрируют сказанное. Так, например, при наплавке аустенитной проволокой типа 18-8 на поверхность стали 16ГНМ наблюдается сильное науглероживание (рис.19,а), заметно усиливающееся после термической обработки (рис.19,б).

В случае наплавки на поверхность стали армко науглероживания практически нет даже после старения (рис.19,в,г). При наплавке поверх слоя, выполненного сварочной проволокой, содержащей всего 0,04 % углерода науглероживание имеет место, однако выражено оно несравненно слабее, чем при наплавке на сталь 16ГНМ (рис.19,д,е).

Наплавка с промежуточным низкоуглеродистым слоем интересна не только тем, что просто и надежно решается задача предотвращения отрыва коррозионностойкого слоя от основного металла./Следует подчеркнуть, что в ряде случаев отрыв наплавки от основного металла может быть допущен. Речь идет, например, об аппаратах, в которых по условиям работы допускается установка так называемой рубашки из нержавеющей стали или обкладка (футеровка) внутренней поверхности листами этой стали/.

Наплавка с промежуточным слоем еще в большей степени интересна тем, что снижается содержание углерода в первом же слое, наплавляемом аустенитной проволокой. Это обстоятельство, в свою очередь, обусловливает повышение

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

стойкости наплавленного металла против образования горячих (кристаллизационных) трещин и, что наиболее важно - повышение его коррозионной стойкости. Благодаря промежуточному слою можно добиться значительной экономии аустенитной электродной проволоки, производя наплавку этой проволокой не в три, а только в два слоя.

Наличие промежуточного сверхнизкоуглеродистого слоя дает возможность отказаться от применения высоконикелевых аустенитных проволок, применяемых обычно при сварке разнородных сталей с целью предотвращения диффузии углерода и появления обезуглероженной разупрочненной прослойки.

Заключение

1. Современная сварочная техника, использование электрошлаковой сварки и автоматической сварки под флюсом дают возможность успешно решить задачу производства двухслойной толстостенной химической аппаратуры с коррозионностойким защитным слоем.

2. На основе электрошлакового сварочного процесса в Советском Союзе создан принципиально новый способ изготовления крупногабаритного толстого двух- и трехслойного листа путем прокатки тяжелых сварных заготовок, выполненных электрошлаковым способом.

Б.И.Медовар.

г.Киев, 4.3.62.

42

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

ЛИТЕРАТУРА

1. P. Bastien, Les tôles inoxydables plaquées, Revue de Métallurgie, v.58, N12, 1961, 1041.
2. Б.Е.Патон, Б.И.Медовар, В.А.Луцюк-Худин. Новый способ производства двухслойного листа, основанный на применении электрошлаковой сварки, ЦИИН черной металлургии, Бюллетень № 6 (434), 1962.
3. Б.И.Медовар, В.А.Луцюк-Худин, К вопросу о локальном разрушении сварных соединений аустенитных сталей, "Автоматическая сварка", № 12, 1961.
4. Б.И.Медовар, Л.В.Чекотило, В.А.Луцюк-Худин, Н.И. Пинчук, Л.Г.Пузрин, Легирование бором (более 0,3 - 0,4 %) жаропрочных аустенитных сталей, сплавов и сварных швов, "Автоматическая сварка", № 5, 1962.
5. Электрошлаковая сварка, под ред.Б.Е.Патона, Машгиз, 1959.
6. W. Leonard and J.C.Thompson, Peripheral welding of internally-clad steel for nuclear reactor application, The Welding Journal, N3, 1957.
7. Б.И.Медовар, Новые проволоки для сварки высоколегированных сталей и сплавов, "Автоматическая сварка", № 5, 1961, 93.
8. В.Н.Земзин, Зоны сплавления сварных соединений разнородных сталей, "Котлотурбостроение", № 6, 1950.
9. Б.И.Медовар, Сварка хромоникелевых аустенитных сталей, Машгиз, 1958.
10. Б.И.Медовар, В.П.Холодник, В.И.Рабинович, Автоматическая наплавка под флюсом слоя коррозионностойкой стали типа 18-8 на поверхность углеродистой низколегированной стали, ИТЭИН № М-62-70/7, 1962.
11. Building up a stainless-steel-layer for the Halden H.W.B. Reactor, Norway, The Welding Journal, N4, 1959, 302.
12. И.И.Кумыш, Новый флюс АНФ-16 для механизированной сварки аустенитных сталей, "Автоматическая сварка", № 4, 1962.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

13. Ю.Д.Брусницын, О гидратации сварочных плавленых флюсов, св."Сварка", Судпромгиз, 1958, 224.
14. J.Čabelka, Neue Schweissmethoden für plattierte Stähle, IIW Ann.Ass.,Vienna, 1957.
15. В.И.Рабинович, Авторское свидетельство с приоритетом от 10 мая 1960 г.
16. W.H.Funk, Welded clad steel pipe for reactor construction, The Welding Journal, N8, 1959.
17. G.Herden, E.Kretschmar, Automatische Auftragschweissung austenitischer Stähle auf unlegiertem Grundwerkstoff, "ZIS-Mitteilungen" v.2, N6, Jun.1960, 412-472.
18. W.R.Smith, Welding of Equipment for the Dresden Nuclear Power Station. The Welding Journal, N4, 1959, 307-316.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

СПИСОК РИСУНКОВ

к докладу Б.И. Медовара

"Новая технология производства толстостенных сварных сосудов для химической промышленности из двухслойных сталей с коррозионностойкой аустенитной облицовкой"

1. Промышленные способы производства биметаллического листа:
   - а - способ литого плакирования;
   - б - пакетный способ;
   - в - пакетный способ получения толстолистового проката;
2. Схема нового способа производства толстолистового проката: 1 - слиток углеродистой или легированной стали; 2 - плита нержавеющей (коррозионностойкой) стали; 3 - электрошлаковый шов, присоединяющий нержавеющую плиту к слитку по всей поверхности.
3. Техника электрошлаковой сварки тяжелых заготовок для прокатки на толстолистовой двухслойный лист: а - сварка заготовки в вертикальном положении; б - сварка при горизонтальном положении заготовки.
4. Схема электрошлаковой сварки заготовки шестью проволочными электродами.
5. Электрошлаковая сварка заготовки электродами большого сечения.
6. Биметаллический толстый лист, полученный по новому способу путем прокатки заготовки, сваренной электрошлаковым способом: 1 - основной металл; 2 - нержавеющая облицовка; 3 - промежуточный слой - бывший электрошлаковый шов:
   - а - схема трехслойного строения биметаллического листа;
   - б - макроструктура листа толщиной 100 мм;
   - в - то же - листа толщиной 14 мм.
7. Проплавление кромок при электрошлаковой сварке.
8. Микроструктура толстого биметаллического листа, на границе промежуточный слой - основной металл :

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

а - при сварке проволокой типа 18-8, отрыв по мартенситной прослойке (х70);

б - при сварке проволокой типа 25-20, отсутствие мартенситной прослойки (х120);

в - при сварке нелегированной проволокой Св-08 /х120/.

9. Локальное разрушение биметалла по нержавеющему слою (сварка заготовки по ферритному варианту) : /а-х 70; б-х 70/.

10. Влияние структуры нержавеющей стали на склонность к локальному разрушению (сварка заготовки по ферритному варианту):

а - однофазная структура стали 1Х18Н9Т, локальное разрушение;

б - двухфазная структура стали 1Х18Н9Т - нет локального разрушения;

в - однофазная структура стали 1Х18Н9Т, высокотемпературный феррит в околошовной зоне, нет локального разрушения.

11. Схема сварки цилиндрического сосуда из штампосварных корыт.

12. Схема подготовки кромок под электрошлаковую сварку :

а - двухслойный лист;

б - трехслойный лист;

в - двухслойный лист, несквозное проплавление.

13. Схема подготовки кромок и последовательность наложения швов при механизированной сварке толстолистового биметалла:

а - сварка по аустенитному варианту;

б - сварка в том случае, когда нет опасности диффузии углерода;

в - сварка с облицовкой кромок во избежание диффузии углерода.

14. Схема подготовки кромок и последовательность наложения швов при механизированной сварке толстолистового биметалла по ферритному варианту.

15. Схема получения сосуда с коррозионностойкой наплавкой внутренней поверхности:

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

а- наплавка внутри сосуда;

б - наплавка поверхности листов, из которых путем штамповки корыт (в) и электрошлаковой сварки их между собой и с днищами получают сосуд высокого давления.

16. Форма проплавления при наплавке под флюсом
    а - одним электродом;
    в - тремя электродами;
    б - ленточным электродом.

17. Обезуглероженная прослойка (схема):
    а - при сварке стыковых швов биметалла;
    б - в сосуде, наплавленном аустенитной сталью.

18. Отрыв аустенитной наплавки по науглероженной прослойке, х 150.

19. Влияние содержания углерода в металле, на поверхность которого производится наплавка аустенитной стали на микроструктуру близ линии сплавления (х 150) : а,б - наплавка на сталь с 0,18 % С; в, г - наплавка на железо Армко; д,е - наплавка на промежуточный слой, выполненный проволокой СВ-08А с 0,04% С; а,в,д - после наплавки; б,г,е - после термической обработки.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

K OTÁZCE SVAŘITELNOSTI MATERIÁLU PRO CHEMICKÝ PRUMYSL

A. Zapletálek
Výzkumný ústav zváračský
Bratislava, Československo

Všeobecný rozvoj průmyslové výroby spotřebních statků, strojních a energetických zařízení i pomocných surovin je však též nevyhnutelně spjat s ustavičným a postupným zvyšováním požadavků na technické vlastnosti kovových materiálů.

Velmi náročný je z tohoto hlediska průmysl chemický a potravinářský. Systematický výzkum mechanizmu reakčních procesů, které byly původně ovladatelné jen empiricky, vytvořil všechny předpoklady pro urychlený rozvoj chemické technologie.

Specifické podmínky mnohých chemických postupů si však často vynucují dokonalejší, ale i konstrukčně složitější technologická zařízení. Zvláštní charakter konstrukční koncepce chemických aparatur usměrňované specifickými provozními podmínkami však nedovolí v mnohých případech použít obvyklých spojovacích elementů, jako jsou šrouby, nýty a výrobu dílů a montáž celých reakčních zařízení možno pak realizovat jen pomocí techniky svařování.

Svařování má však podstatný vliv na vlastnosti, lépe řečeno na jejich změnu v oblasti spoje. Tuto změnu, která pak spolurozhoduje o odolnosti použitého materiálu proti účinku reakčních medií a tím o životnosti a bezpečnosti provozu, vyvolává tepelná kinetika při svařování.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Chování technických konstrukčních materiálů pod účinkem tepelné kinetiky při svařování je však různé a je určitým kriteriem pro posouzení jejich tzv. svařitelnosti, kterou možno definovat jako schopnost materiálu vytvořit - metalurgickými způsoby spojování při daném konstrukčním řešení a stanovených technologických podmínkách provedení - spoje požadovaných vlastností.

Volbu vhodného konstrukčního materiálu pro stavbu příslušných reakčních zařízení podmiňuje rozmanitost a charakter chemických reakcí, ale současně usměrňují ekonomické důvody obvykle nákladných investičních celků.

Na stavbu potřebných výrobních i pomocných agregátů přicházejí v chemickém průmyslu do úvahy jako konstrukční materiál oceli normální i legované, barevné a lehké kovy a jejich slitiny, titan, kovy se zvláštními vlastnostmi a zvýšenou odolností proti agresivním mediím a konečně i umělé hmoty.

Vlastnosti uvedených kovových materiálů se v tepelně ovlivněném pásmu při svařování mění různým způsobem - podle druhu materiálu a použité technologie svařování. Změny se projevují obvykle poklesem některých důležitých fyzikálních a mechanických vlastností a též ztrátou odolnosti proti agresivnímu účinku reakčních medií.

Příčinou těchto změn jsou strukturní přeměny v materiálech vyvolané svařováním nebo provozním namáháním.

V dalším poukážeme na charakteristické změny u některých význačných kovových materiálů podle jejich vhodnosti pro dané pracovní podmínky a přirozeně i jejich schopnosti ke svařování.

Odvětví chemie nízkých teplot má jako velmi závažný úkol zajišťovat na příklad dostatek kyslíku pro uskutečňování nových a výkonnějších metalurgických procesů při výrobě oceli. Pro získání kyslíku potřebuje chemie podobně jako v olejářském průmyslu při zkapalňování plynů frakcionovanou destilací uhlovodíků zařízení, která jsou při provozu vystavená poměrně nízkým teplotám, jak ukazuje diagram na obr. 1.

Pro uvedené podmínky jsou vhodné kovové materiály s vysokou houževnatostí při nízkých teplotách. Měrou jejich vhodností jsou tzv. křivky zkřehnutí podle schematu na obr. 2.

Oceli, které přicházejí v úvahu, možno rozdělit do tří tepelných oblastí, od 0° do $-70^{\circ}C$, potom od -50° do $-150^{\circ}C$, konečně od -100° až do teploty $-200^{\circ}C$.

49

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Podle obrázku 2 by měla pro první skupinu vyhovět ocel s přechodovou křivkou 2, tedy nestárnoucí ocel typu Izett.

Byla prozkoušena ocel této jakosti o tavbovém složení:

C	Mn	Si	P	S	Al
0,11	0,58	0,20	0,025	0,025	0,039

Zkouškou tavné svařitelnosti VÚS-2 S při teplotách +20°C a -80°C s grafickým průběhem hodnot vrubové houževnatosti na obr. 3 se prokázalo, že uvedená ocel nesplňuje podmínku nestárnoucího materiálu a bude citlivá na různé poruchy kovového spojení hmoty, jako jsou mikroskopické necelistvosti, mikrovruby nebo produkty precipitačních dějů při stárnutí apod.

Třeba však upozornit, že strukturní charakter korespondujících míst na vrubových tělískách přeražených při normální a nízké teplotě se prakticky od sebe neliší přesto, že v mechanických vlastnostech, zvláště u vrubové houževnatosti, jsou rozdíly velmi nápadné.

To nutí k předpokladu, že při poklesu teplot k velmi nízkým hodnotám dochází ve struktuře k vnitřním změnám, které jsou řadově submikroskopických rozměrů, a proto se optickou mikroskopií nedají odhalit. Dále též proto, že mřížkový stav platný při nízkých teplotách se ruší nebo aspoň podstatně mění zpětným ohřevem na normální teplotu, při které vlastně výbrus mikroskopicky pozorujeme.

Určité světlo do mechanizmu těchto submikroskopických změn, které jsou pravděpodobně příčinou zkřehnutí houževnatých materiálů, přinesl systematický průzkum struktury měkké oceli pomocí elektronové mikroskopie, především s hlediska precipitačních zjevů.

Při experimentálním sledování morfologické konfigurace hranic feritických zrn byly zjištěny vícenásobné hranice. Tento zjev byl považovaný za přípravný difusní proces na hranicích zrn pro kritické stadium, při němž nastává prudký pokles vrubové houževnatosti, ale nedochází ještě k vylučování precipitátu.

Podrobnějším rozborem se však ukázalo, že efekt vícenásobných hranic se projevuje ve všech stavech materiálu, např. i po normalizačním žíhání, a že počet hranic je funkcí doby leptání. Optickým i elektronomikroskopickým průzkumem se zjistilo, že tyto stupňovité hranice jsou tvořeny souborem elementárních seskupení většinou lamelárního charakteru.

50

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Třeba však upozornit, že ne všechny hranice dají vždy efekt stupňovitého naleptání, jak ukazuje obr. 4, který je typickým příkladem vícenásobných hranic a naznačuje současně styk tří zrn s různou orientací a různým způsobem naleptaných.

Hranice zrn, které dávají efekt stupňovitého naleptání, jsou místa zvýšené volné energie, vyvolané intersticielními prvky kyslíkem, vodíkem, dusíkem a uhlíkem. Jsou-li přítomné ve zvýšené koncentraci, zvyšují volnou energii hranic, ale i chemický potenciál. Vysrážejí-li se z tuhého roztoku alfa železa, mizí též efekt stupňovitého naleptání, jak vidět na obr. 5.

Velmi podrobně byl prošetřován vliv uhlíku, kyslíku a dusíku na sklon měkkých ocelí k stárnutí mikrorentgenografickou i elektronomikroskopickou identifikací transitních intermetalických fází v průběhu precipitačních dějů. Výsledky četných experimentálních prací prokázaly, že vedoucí úlohu při stárnutí má dusík, hlavně při nižších teplotách, kdežto uhlík má převahu až při teplotách vyšších. Přitom návrh mechanizmu dusíkového stárnutí vychází z předpokladu závislosti stupně neuspořádanosti tuhého roztoku na teplotě v tom smyslu, že s klesající teplotou roste tendence k uspořádání atomů rozpuštěné látky. Čím je tedy tuhý roztok dusíku v železe uspořádanější, tím více se projevuje efekt dusíkového stárnutí. Tak může vysvětlit pokles vrubové houževnatosti při nízkých teplotách.

I když se zatím nepodařila zjistit přímá účast kyslíku na procesu stárnutí, uplatňuje se někdy nepřímo. Je-li na příklad ocel desoxydována nedostatečně, má i vyšší obsah dusíku. Při desoxydaci hliníkem se váže nejen kyslík na kysličník hlinitý, ale i dusík na nitrid hliníku. Je-li v oceli velmi mnoho kyslíku, spotřebuje se veškerý hliník na desoxydaci a dusík zůstane prakticky volný. Ještě výraznější je desoxydace kyslíkaté oceli titanem.

Uvedené experimentální poznatky dávají tak možnost vysvětlit velkou náchylnost zkoušené oceli k stárnutí při nízkých teplotách vzdor tomu, že byla desoxydována hliníkem.

Problém metalurgické svařitelnosti měkkých konstrukčních ocelí je vlastně v podstatě funkcí obsahu dusíku a její určování spočívá hlavně na zjišťování náchylnosti těchto ocelí k stárnutí.

Jsou-li vysoké požadavky na bezpečnost provozu za nízkých teplot, oceli feriticko-perlitické už nepostačují a je nutno použít oceli le-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

gované niklem nebo oceli austenitické, případně jiné materiály se stejným typem elementární mřížky, jako má např. měď, nikl a hliník, které si podržují i při nízkých teplotách vysokou houževnatost. Cenová nedostupnost a vysoká deficitnost některých z nich nutí projektanty nízkoteplotních zařízení omezit tyto materiály jen na nejexponovanější části.

Oceli legované niklem do 5%, ačkoliv se často doporučují, se prakticky nepoužívají přesto, že mají velmi příznivé křivky zkřehnutí.

Výroba syntetických paliv je dalším velmi důležitým odvětvím chemické technologie, kterou řadíme do tzv. těžké chemie. Synteza, která se uskutečňuje za vysokých teplot a tlaků, vyžaduje konstrukční materiály s dostatečně vysokou mezí tečení a odolnosti proti vodíkové korozi.

Pro průmysl zpracující naftu, pro výrobu syntetického benzinu a vysokotlakou syntezu čpavku, metylalkoholu a hydrogenizaci byly vypracovány legované oceli na bázi Cr, Mo a V, známé oceli řady N, které splňují uvedené požadavky.

Odolnost proti škodlivému účinku vodíku, který vzrůstá s tlakem a teplotou, možno zvýšit zušlechtěním oceli nebo legurami s vysokou afinitou k uhlíku, to je chromem, vanadem, titanem, tantalem a niobem, z nichž velmi účinný je chrom. Je-li v reakčním okruhu přítomna i vodní pára, způsobuje disociací vzniklý vodík oduhličení a zkřehnutí oceli. Většina legur však podporuje rozpustnost vodíku v oceli, zejména mangán a nikl, kdežto chrom a molybden naopak potlačují jeho difuzi.

Tohoto spojeného účinku chromu a molybdenu se s výhodou využívá u ocelí pro službu za uvedených podmínek. Je to ocel typu Rena a oceli řady N, kterým se pro zlepšení pevnosti za tepla a stálost vůči vodíku přidává ještě vanad a wolfram.

Metalurgická svařitelnost ocelí řady N, modifikovaných uvedenými prvky, je - vyjma svařování odporového - poměrně obtížná a způsob svařování, který dává přijatelné výsledky, klade podmínky v praxi obtížně realizovatelné. Nesplní-li se, vzniknou spoje s trvale vysokou křehkostí přechodového pásma, dávajícího po destrukci charakteristický "parketový lom".

Oceli daného typu představují totiž z fyzikálněchemického hlediska polykomponentní systém, kde reversibilnost strukturních změn

52

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

je potlačována sklonem legujících složek k tvorbě komplexních fází, které nesnadno vcházejí do tuhého roztoku, nebo se z něho vylučují.

Velmi nápadně se tyto zjevy uplatňují při svařování, kde jsou nadto ještě komplikovány tvorbou nové slitiny mezi nataveným základním a roztaveným přídavním kovem, přirozeně s poněkud jinými fyzikálními i mechanickými vlastnostmi.

Druhou skupinou materiálů pro naftový průmysl jsou oceli typu "Rena" se 4-6 % chromu a někdy modifikované ještě vanadem. Jsou podobně jako oceli řady N podmínečně svařitelné, to znamená předehřev, dohřev a další tepelné zpracování.

Přesto, že svařování odporové je u tohoto typu ocelí výhodnější proto, že teplem ovlivněná zóna je velmi úzká, následky tepelného impulzu se nedají snadno odstranit.

Ostatní odvětví chemického průmyslu se vyznačují poměrně vysokou agresivností reakčních prostředí, a proto i volba konstrukčních materiálů pro výstavbu příslušných zařízení musí odpovídat krajně nepříznivým provozním podmínkám.

Z ocelí, které z tohoto hlediska ještě vyhovují, jsou to vysoce legované nerezavějící chromniklové oceli, které mají sice celou řadu předností, pracují-li však za vyšších teplot, přechodně křehnou a vlivem svařování mohou podlehnout interkrystalické korozi. Z těchto ocelí je nejběžnější typ 18/8, dále je možno uvažovat typ 16/13 nebo 25/20.

Přechodná křehkost austenitických ocelí chromniklových je všeobecně připisována vzniku tzv. sigma fase, která se tvoří v oblastech bohatých chromem a podporuje ji křemík, chrom, molybden, obecně feritotvorné prvky. I když se prokázala, že iniciátorem sigmace je kromě feritu přítomnost nestabilních na chrom bohatých karbidů, není dosud jednotného názoru na její přechodný výskyt a na problém sigmace je pak třeba se dívat jako na termokinetický proces, podmíněný difuzními jevy a spojený s tvorbou neustálých tranzitních fází. Experimentálně bylo též prokázáno na oceli typu 16/13, že snížení feritotvorných prvků vhodnou volbou chemického složení a vákuové lití sklon k sigmaci prakticky potlačily. Přítomnost - pravděpodobně jen přechodná - sigma fase způsobuje zkřehnutí ocelí, ale zeslabuje též silně i jejich korozivzdornost.

Úsporné austenitické oceli chrommangánové, doporučované pro energetiku a v poslední době i pro nízké teploty, podobně křehnou vylučováním karbidů a sigma fase, která se vylučuje rychleji, než v ocelích chromnik-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

lových.

Pokud jde o problematiku svařitelnosti je to přirozeně u austenitických ocelí otázka nejdůležitější. I když je třeba při svařování těchto ocelí brát zřetel na jejich fyzikální vlastnosti (malá tepelná vodivost, vysoký elektrický odpor, velká tepelná roztažlivost, malá tekutost u ocelí stabilizovaných titanem), soustřeďuje se průzkum svařitelnosti především na přídavný materiál a jeho sklon k trhlinám.

Podle zahraničních zpráv má svařování v kysličníku uhličitém austenitických ocelí dávat svary, které nejsou citlivé na teplé a studené trhliny. Vysvětluje se to oxydací vodíku, síry a fosforu. Podmínkou je volba přídavného drátu takového složení, které počítá s oxydací příslušných legur během svařování.

Nebudu popisovat velký počet zkoušek a způsobů zjišťování sklonu k praskání, které byly navrženy pro základní i přídavný materiál a které se pokoušejí uvést technologickou formou do korelace teoretické předpoklady o mechanizmu tohoto nežádoucího zjevu. Tyto zkoušky nejsou obvykle jednoznačně definované, jsou poměrně hrubé a nespolehlivé a co je nejzávažnější, kontroluje se jimi sklon k trhlinám už hotových a dodaných elektrod nebo přídavného drátu.

Naléhavé potřebě zkoušky pro objektivní, kvantitativní a spolehlivé posuzování sklonu svarových kovů k praskání se vyhovělo vyvinutím zkušební metody a postavením vhodného zkušebního zařízení ve VÚS Bratislava s označením VÚZ-STP-1E (zkouška teplé praskavosti svarů v podélném směru provedených elektrodami). Citlivost, přesnost a reprodukovatelnost, s jakou uvedená metodika měří sklon k praskání, je při nejmenším na takové úrovni, jako u podobných metod zahraničních (Murex, REST, Fridljand-Timofejev, P-4-3 a IMET II).

Současně se zkouškou VÚZ-STO-1E byla vyvinuta i metoda měření závoslosti teploty svaru na čase a metoda měření průběhu vnitřní deformace svaru v procesu jeho chladnutí. Prvá metoda je citlivější, přesnější a reprodukovatelnější, než metody zahraniční, pro druhou metodu není zatím porovnávacích údajů, protože měření tohoto druhu nebylo zatím v literatuře popsané. Obě metody je možno použít pro experimentální studium mechanizmu vzniku prasklin za tepla, např. určení teploty, při níž dochází k praskání, dle pro analýzu faktorů, cvlivňujících sklon k praskání (deformační schopnost, průběh vnitřní deformace), ale i pro jiné účely např. zjiš-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

tování tepelného efektu elektrod.

Uvedenou metodiku bude možno po určitém modifikování použít i pro zkoušení svarů provedených jinými technologiemi, respektive pro zkoušení polotovarů na výrobu přídavných materiálů. V současné době se vyvinutá metoda používá ve VÚS při vývoji přídavných materiálů pro svařování austenitických žárupevných ocelí a pro svařování mědi.

Měď je kovem s velkými přednostmi technickými, její svařitelnost je však často problémem a není v celosvětovém měřítku přídavného materiálu, který by po vyvaření dal naprosto uspokojivé výsledky.

O svařitelnosti ocelí rozhoduje obsah uhlíku, u mědi je to kyslík, vázaný v hutní mědi jako kysličník měďný. V tvářeném stavu jsou vměstky Cu_2O rozptýleny po celém průřezu a mechanické vlastnosti celkem neovlivňují. Při svařování v zoně tavení se oxydy rozpustí a po ztuhnutí spoje se opět, ale velmi nepříznivě vyloučí jako eutektikum po hranicích primárních zrn a jsou příčinou zkřehnutí mědi v oblasti spoje.

Další nepříznivou vlastností měděných materiálů je jejich zvýšená náklonnost k naplynění a tím i k pórovitosti při svařování. Tyto nežádoucí zjevy provázejí svařování plamenem, při němž je zona křehkého eutektika v důsledku velké vodivosti mědi, menší koncentrace spalného tepla a tedy jeho větší dodávky do místa svaru, poměrně široká. Při redukčním plameni disociací uvolněný vodík reaguje s částicemi Cu_2O za vzniku vodní páry v mědi nerozpustné a je příčinou vodíkové nemoci mědi.

Výzkumné práce v posledních letech ukázaly reálné možnosti připravit spoje s uspokojivými vlastnostmi i na mědi s obsahem kyslíku nad hranici která se připouští z hlediska svařitelnosti mědi pro technologii svařování plamenem. Jsou to metody svařování s vysokou místní koncentrací tepla, především obloukové svařování pod tavidlem a svařování v ochranné atmosféře, kde se podle posledních údajů z literatury doporučuje používat směs argonu a dusíku. Výsledné mechanické vlastnosti spojů provedených pod tavidlem jsou však funkcí chemického složení základního materiálu (především obsahu kyslíku), volby vhodné kombinace přídavných materiálů (drátů a tavidel) a konečně parametrů a technologických podmínek svařování. Je tu reálný předpoklad zvýšení hranice obsahu kyslíku na 0,04 až 0,05 %.

Pro silně agresivní alkalická media je vhodný jako resistentní kov nikl a jeho některé slitiny. Jeho vysoká deficitnost velmi omezuje jeho použití.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Nikl se svými vlastnostmi podobá železu a kobaltu, jeho svařitelnost je však daleko větší problém. Technický nikl má řadu nečistot, z nichž velmi škodlivé jsou síra, uhlík, olovo a fosfor. Se sírou tvoří nikl nízko tající eutektikum (645°C), které - vytvářejíc obálky kolem zrn základního kovu - je hlavní příčinou vzniku mikroskopických trhlin za tepla ve svarovém kovu a v tepelně ovlivněné oblasti. Přísada hořčíku potlačuje praskavost ve svaru, ale nikoliv v přechodu.

Uhlík ve svém účinku na svařitelnost není jednoznačný, záleží na dalších přísadách v niklu, má podobně jako v železe omezenou a s teplotou proměnlivou rozpustnost.

Při rychlostech chladnutí obvyklých při svařování zůstává uhlík v přesyceném stavu a je-li svařený spoj vystaven vyšším teplotám (300 - 700°C), precipituje ve formě grafitu. Je-li takovýto spoj mechanicky namáhán, dochází k jeho porušení. Proto není žádoucí vyšší obsah uhlíku než 0,2 %, jinak je třeba základní materiál stabilizovat a to se děje obvykle i s přídavným materiálem.

Jinou vlastností niklu je, že silně absorbuje plyny, hlavně vodík a tím vyvolává porovitost svarového kovu. Vnější ochrana tavné lázně inertním plynem a přísada titanu nebo hliníku v přídavných drátech porovitost odstraňuje.

Slitiny niklu mají podobnou charakteristiku z hlediska svařitelnosti jako základní kov a proto i jejich chování při svařování je prakticky stejné jako u niklu technického, pokud jde o nečistoty. Poslední výzkumy však ukázaly, že přísada vodíku do argonu porovitost při svařování niklu a jeho slitin odstraňuje. Jen snad vyšší obsah molybdenu v některých slitinách vede ke zvýšenému sklonu k praskání.

Pro některé náročnější reakční podmínky nebo ve zvláštních případech přicházejí v úvahu těžko tavitelné kovy jako titan, molybden niob a tantal. Společným problémem při svařování kovů této skupiny je jejich citlivost vůči kyslíku a dusíku při zvýšených teplotách. Tato skutečnost vyžaduje zvláštní opatření nejen na ochranu přídavného, ale i vysoko ohřátého základního materiálu.

Pro titan, kov budoucnosti s velmi slibnými vlastnostmi, ale neobyčejně vysokou afinitou ke kyslíku, je v současné době rozšířen způsob svařování pod tavidlem nebo v ochraně argonu, který musí býti co nejčistší, protože přítomnost i malého množství kyslíku a dusíku (0,25 %) by mohla způsobit zkřehnutí svařeného spoje.

56

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Svařitelnost slitin titanu závisí na přítomnosti a poměru základních strukturních fází alfa a beta, které jsou samy o sobě dobře svařitelné, fáze alfa má však velmi nízké plastické vlastnosti, což může ovlivnit sklon k praskání.

O mnoho méně zkušeností je dosud se svařováním niobu a tantalu, kde se zdá jako nejvhodnější způsob technologie svařování v ochraně argonu. Ještě lepší výsledky přinese svařování elektronovým paprskem ve vakuu.

Tento poslední způsob bude jedině úspěšný pro svařování molybdenu, kde i technologie v ochraně argonu nedává uspokojivé výsledky pro křehkost svarového kovu.

Svařitelnost vzácných kovů, které bude potřebovat odvětví jaderné energie - jako je zirkon, hafnium, dále žárupevné slitiny inconel a nimonic - je v stadiu výzkumných prací a možno očekávat, že se bude vedle svařování v ochraně inertních plynů stále více uplatňovat metodika spojování elektronovým paprskem ve vakuu.

Širšímu použití umělých hmot v chemickém průmyslu nebrání jejich svařitelnost, která vlastně nečiní žádných technologických potíží, ale problém odolnosti vůči vyšším teplotám. Podaří-li se zvládnout tuto problematiku nízké odolnosti proti tepelnému namáhání za vysokých teplot, dostane se chemickému průmyslu cenného a proti korozi dobře odolného konstrukčního materiálu.

Problémy, které se při svařování v chemickém průmyslu stále ještě vyskytují, budou odstraněny tou měrou, jakou se bude dařit úspěšné řešení svařitelnosti i těch nejnáročnějších konstrukčních materiálů.

Literatura:

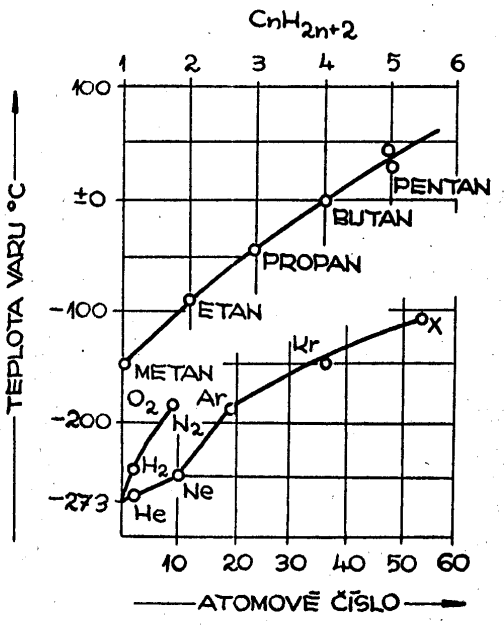
1. Vorträge der 11. Jahresversammlung IIW in Wien 1958
2. Votrăge der grossen schweisstechnischen Tagung 1959 Mannheim
3. A. Zapletálek: Výzkum prídavného materiálu a zvarových spojov za nízkých teplot. Záverečná zpráva VÚS 1953.
4. Závěrečné zprávy VÚS 1957 - 1961.
5. Brit. Weld. Journ. 8, 1961.
6. Weld. Res. 26, 1961.
7. R. Sedláček: Titan a jeho použití, 1959.

A. Zapletálek

Bratislava 28. 7. 1962

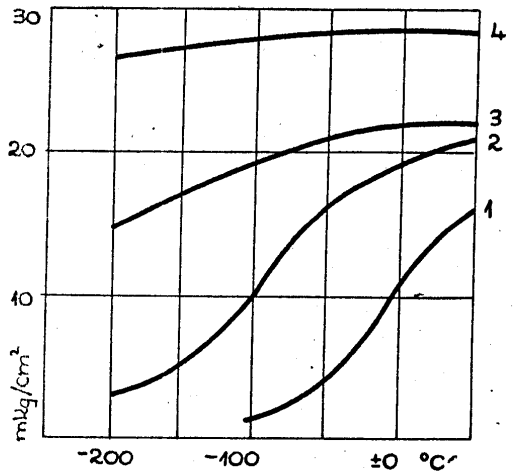
Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1



Body varu některých plynů.

Obr.I



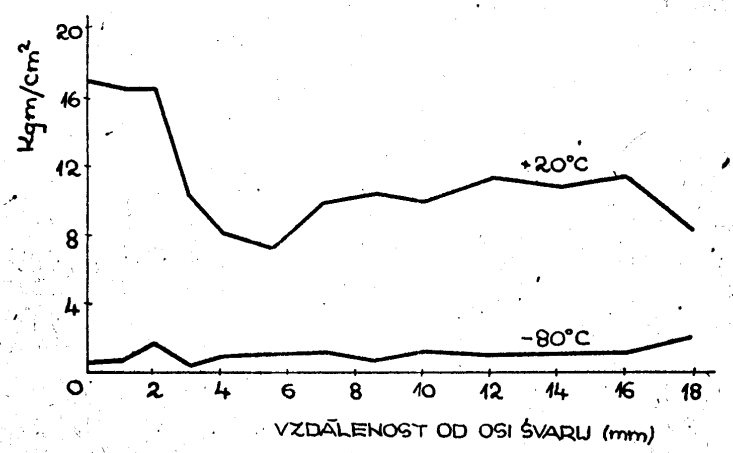
Obr. Křivky zkřehnutí

1. Ocel dobře desoxydovaná
2. Ocel typu IZETT
3. Material typu mědi
4. Ocel typu I6 I3 CrNi

58

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1



Obr. 3 Zkouška svařitelnosti VÚS -2S.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Erster internationaler Kongress des chemischen Maschinenbaus, des Ingenieurwesens und der Automatisierung - CHISA, Brno, Tschechoslowakei

SCHWEISSEN ROSTBESTÄNDIGER STÄHLE

Z.Bajer
Závody Vítězného února - Škoda Werke
Hradec Králové, Tschechoslowakei

Der mächtige Aufschwung namentlich der chemischen und energetischen Industrie bringt die Notwendigkeit der Anwendung von rostbeständigen Stählen mit sich. Alle spezifischen Eigenschaften der einzelnen Stahlsorten werden da für die tiefsten Temperaturbereiche mit Minuswerten angefangen bis zu den höchsten Temperaturen ausgenützt.

Die klassischen rostbeständigen Stähle werden zweks Ersparung von Edelelementen mit neuen Sparstählen und neuen Legierungen ergänzt. An die Metallkunde und Verfahrenstechnik werden die höchsten Anforderungen gestellt, die die Durchführung verlässlicher Verbindungen oft mittels Kombinierung der Werkstoffe verbürgen sollen. Mit den neuen Werkstoffsorten muss gleichzeitig auch deren Schweissbarkeit und die Entwicklung neuer Schweisszusatzwerkstoffe und Schweisstechnologien ausgearbeitet werden.

Zum Unterschied von rein mechanisch angestrengten Verbindungen müssen die Schweissverbindungen speziellen Anforderungen (wie z.B. Korrosionsbeständigkeit, Strukturstabilität u.a.) gerecht sein. Schwierigkeiten werden dabei besonders durch das Ausbrennen einiger Legierungen, Grobkörnigkeit der Schweissverbindungen , Sensibilisierung der Übergangszonen und gewöhnlich auch durch hohe, zu inneren Spannungen führende Dehnungskoeffizienten bereitet. Bei grossen Schweisslingen ist

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

die erforderliche Warmbehandlung der Schweissnahten (namentlich bei Austenitisierung) und die entstandenen Deformationen oftmals mit technologischen Schwierigkeiten verbunden.

Zweks Verminderung dieser Einflüsse werden unter gleichzeitigen Respektierung ökonomischer Fragen verschiedene Schweissverfahren verwendet.

Rostbeständige Stähle sind korrosionsbeständige Sonderstähle, die immer mehr als 12% Cr,Ni,Mn und die üblichen Elemente enthalten. Nach diesen Elementen werden die Stähle auf Chrom- Chromnickel- und Chrommanganstähle unterteilt. Nach dem Gefügezustand sind martensitische (härtbare), ferritische (nicht härtbare), austenitische (nicht härtbare) und kombinierte Stähle zu unterscheiden.Rostbeständige Sparstähle sind solche,die gegenüber den klassischen rostbeständigen Stahltypen einen besonders beschränkten Ni-Gehalt aufweisen.Sind diese Stähle bei Temperaturen über 600°C korrosionsbeständig,handelt es sich um hitzebeständige Stähle. Zum Unterschied von diesen Stählen gibt es wärmebeständige Stähle,die bei Temperaturen über 500°C korrosionsbeständig sind und über höhere mechanische Eigenschaften verfügen als rost- und wärmebeständige Stähle.Die genaue Unterteilung dieser Stähle gibt es nicht; dieselben unterscheiden sich namentlich durch ihre chemische Zusammensetzung.Im weiteren wollen wir uns eingehender bloss mit den am häufigsten verwendeten,verformten rostbeständigen austenitischen Stählen befassen.

D e r E i n f l u s s d e r E l e m e n t e a u f d i e E i g e n s c h a f t e n

Die Eigenschaften der austenitischen Chromnickelstähle sind überwiegend durch deren chemische Zusammensetzung gegeben.Betrachten wir auf welche Weise die einzelnen Elemente die Eigenschaften und die Schweissbarkeit der angeführten Stähle beeinflussen.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Der Kohlenstoff ist ein Austenit-bildendes Element und wird üblich etwa um 0,1 %, in Gussstücken um 0,2% gehalten. Der Kohlenstoff steht teils in fester Lösung α oder γ und bindet sich teils mit Fe und Cr zu paarigen Karbiden $(Cr,Fe)_{23}C_6$ und $(Cr,Fe)_7C_3$. Bei Temperaturen über 1100°C beträgt die Löslichkeit des Kohlenstoffes im Austenit 0,1 %, in Ferrit viel weniger ; bei Schmelztemperaturen behängt sie bis 0,4 %. Mit sinkender Temperatur vermindert sich die Löslichkeit des Kohlenstoffs. Durch Abschrecken lässt er sich jedoch in bei Normaltemperatur beständiger fester Austenitlösung erhalten. Über 400°C beginnt die Diffusion des Kohlenstoffs aus dem Austenit, die zur Ausscheidung von Karbiden an den Korngrenzen führt. Die Karbidausscheidungen vermindern die Zähigkeit des Stahles und Verursachen somit auch dessen Versprödung und Neigung zur Rissigkeit und interkristalliner Korrosion. Aus diesen Gründen wird der Kohlenstoff (bzw. Stickstoff) mit Ti, Nb oder Ta zu beständigen, in Austenit unlöslichen Karbiden gebunden. Die Verminderung des C-Gehaltes unter 0,03 % übt auch einen günstigen Einfluss auf die Verhinderung interkristalliner Korrosion aus.

Bei höherem C-Gehalt im Stahl bilden sich im Austenit noch paarige Chrom- und Eisenkarbide $(Cr,Fe)_{23}C_6$ oder auch komplexe Mo-,Ti,Nb-,W-,V-Karbide. Bei Abschreckung kann sich der Austenit teils in Martensit umformem. Eben der Gehalt an Ferrit übt einen wesentlichen Einfluss aus auf die Schweissbarkeit und Eigenschaften der in Temperaturbereich von 500÷ 925°C - wo sich die Sigmaphase bildet-, verwendeten Stähle. Ferrit weist immer einen höheren Cr-Gehalt auf als der mit ihm in Gleichgewicht stehende Austenit. Bei derartigen (d.i. austenitisch-ferritischen) Stählen scheidet die Sigmaphase rasch aus. Keime der Sigmaphasenbildung stellen die Karbide vor. Die Neigung zum Ausscheiden

62

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

der Sigmaphase ist dem Ferritgehalt proportional.Gussstruktur weist einen gröseren Ferritgehalt aus als verformte Werkstücke ; das Schweissgut ist daher zum Ausscheiden der Sigmaphase mehr geneigt.Zu wesentlichen Bestandteilen der Sigmaphase in austenitischen Stählen gehören auch Ni,Mn und Mo.

Chrom ist ein Ferrit-bildendes Element,erhöht die Härte des Ferrits,dessen Streckgrenze und Festigkeit. Auch beeinflusst durch Ausscheidung der Sigmaphase, besonders bei höheren Temperaturen,die Versprödung des Stahles. Cr erhöht die Hitze- und Korrosionsbeständigkeit. Bei höherem C- Gehalt bildet es,Chromkarbide ,die leicht zu Schweissrissigkeit führen.Bei Eisen-Nickellegierungen oder austenitischen Chrom-Nickellegierungen kann Cr den Beriech der festen Austenitlösung im Zusammenhang mit Temperatur und Ni- und Cr- Gehalt unterdrücken oder erweitern.Bei einem Gehalt über 20 % unterdrückt es jedoch den Austenit und fordert die Bildung von Ferrit. Chrom vermindert die Umwandlungstemperatur des Austenits in Martensit.

Nickel fördert die Austenitbildung,erhöht die Hitzebeständigkeit und Zähigkeit der Stähle,bei höherem Gehalt auch die Kriechgrenze derselben.Ni ist gegen HCl und H_2SO_4 beständig.

Mangan beeinträchtigt nicht die Schweissbarkeit, erhöht im Gegenteil die Zähigkeit und vermindert hiemit die Neigung zur Rissigkeit. Es ist ein Austenitbildendes Element.Falls im Stahl auch Ferrit-bildende Elemente Mo und Ti vorhanden sind,unterdrückt ein Mn-Gehalt um 2 % die Ferritbildung.Sonst wirkt es als Desoxydationsmittel und bindet ebenfalls die ungünstigen Einflüsse des Schwefels.

Molybdän erhöht die Beständigkeit gegen Punktangriffe und interkristalline Korrosion ,verbessert die Kriech- und Streckgrenze sowie den Verlauf des Schweissens. Unterstützt jedoch die Ferritbildung und dadurch auch die Neigung zur Sigmaphase.Der übliche

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Mo-Gehalt beträgt 2 %. Er erhöht die Beständigkeit gegen H_2SO_4 und HCl, vermindert im Gegenteil die Beständigkeit gegen Salpetersäure. Mo verbindet sich rasch mit Kohlenstoff und ist daher karbidbildend.

Silizium stellt einen desoxydieren Zusatz dar, es verbessert die Hitzebeständigkeit des Stahles, verhindert das Aufkohlen, da bemüht ist die ferritische Struktur zu erhalten, bremst jedoch die Aufkohlung von Stählen in austenitischem Zustand.

Titan und Niob stabilisieren austenitische Stähle gegen interkristalline Karbidausscheidungen und hiemit auch gegen Sprödigkeit. Elektroden werden meistens mit Nb stabilisiert, da Titan fast vollständig ausbrennt. Alle diese Elemente fördern die Ferritbildung indem sie der festen Lösung den austenitbildenden Kohlenstoff entnehmen. Der Gehalt derselben ist an den Kohlenstoffgehalt folgenderweise gebunden:
% Ti = 6 (%C - 0,02 %) % Nb = (6 ÷ 10) %C
Falls ein Ti- Überschuss vorhanden ist, kann der Stahl vollständig ferritisch sein. Titankarbide wirken der Grobkörnigkeit bei höheren Temperaturen entgegen.

Stickstoff ist austenidbildend, kann daher Ni oder Mn ersetzen. Er erhöht die Kriech- und Streckgrenze. Mit Cr, Mn, Ti verbindet er sich zu bis über 1000°C beständigen Nitriden. Eisennitride sind unbeständig und werden bei 500°C wieder zersetzt. Nickel verhindert die Stickstoffsabsorption und wird daher bei Sparstählen mit Mangan ersetzt. Stickstoff ver feinert das Gefüge und erhöht die Festigkeit des Stahles. Zu austenitischen Sparstählen wird er bis zu 0,2 % zugesetzt.

Phosphor und Schwefel sind von wesentlichem Einfluss auf die Rissigkeit der Schweissnahten. In den letzten Forschungsarbeiten wurde die Möglichkeit einer Phosphorgehalterhöhung bis auf 0,05 % bewiesen. Der Schwefelgehalt soll 0,04 % nicht überschreiten. Phosphor

64

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

ist ein ferritbildendes Element.

Kupfer ist austenitbildend. In einigen Fällen wird es zusammen mit Mo zu Chrom-Nickel-Stählen zugesetzt zweck Erhöhung der Beständigkeit derselben gegen HCl und H_2SO_4 . Zusammen mit Mo verschlechtert es jedoch die Beständigkeit gegen Salpetersäure.

S c h w e i s s b a r k e i t a u s t e n i t i s c h e r C h r o m - N i c k e l - S t ä h l e

Für das Definieren und Beweisen der Schweissbarkeit gibt es keinen einheitlichen Standpunkt, denn die Schweissbarkeit muss die Arbeitsbedingungen, d.i. Druch, Temperatur, agressives Medium u.a. begreifen. Bei der Prüfung wird der Grundwerkstoff, die Übergangszone und das eigentliche Schweissgut überprüft. Die Schweissbarkeitsbewertung wird mittels Prüfungen der Rissigkeit des Schweissgutes, der Beständigkeit gegen interkristalline Korrosion und der Beeinflussung der mechanischen und strukturalen Eigenschaften durch den Schweiss-Wärmezyklus ermittelt.

Die Rissigkeitsprüfungen gehen aus der Bildung interkristalliner Warmrisse um den Solidusbereich aus. Rein austenitische Werkstoffe sind zu Warmrissen besonders geneigt. Durch Forschungsergebnisse wurde bewiesen, dass die Neigung zu Warmrissen durch den Ferritgehalt in dem austenitischen Gefüge vermindert wird. Ein Ferritgehalt von $3 \div 5$ % ist empfehlenswert. Der Ferritgehalt im Werkstoff wird durch die chemische Zusammensetzung desselben, oder durch die Wirkung einzelnen Elemente beeinflusst. Das klassische Schaeffler-Diagram bestimmt aus den Cr- und Ni-Äquivalenten die Bereiche der einzelnen Gefüge der Schweissverbindungen. Der Cr-Äquivalent umfasst auch die Ferritbildende Wirkung des Mo, Si und Nb, der Ni-Äquivalent umfasst im Gegenteil die austenitbildende Wirkung des C und Mn.

65

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

$$Cr\ Äqv = Cr + Mo + 1,5Si + 0,5Nb$$

$$Ni\ Äqv = Ni + 30\ C + 0,5\ Mn$$

Die zahlenmässige grafische Darstellung des Schäffler Diagramms umfasst jedoch weder die Wirkung von Schwefel, Phosphor und Gasen, noch das angewandte Schweissverfahren und gilt daher nur für grobe Orientierung über das Schweissverbindungsgefüge zwischen dem Grundwerkstoff und dem Elektrodenmetall.

Die Rissigkeitsprüfungen sind auf folgenden Grundsätzen ausgebaut: die Rissneigung ist der Breite des Temperaturintervals der Sprödigkeit proportional,der Geschwindigkeit der Warmverformung direkt,der Warm-Dehnbarkeit oder dem Warmbiegewinkel indirekt proportional,oder sie vergrössert sich entweder mit der Steifigkeit der Konstruktion oder durch den Einfluss von Mehrlagenschweissungen.Die Vertreter der Rissigkeitsprüfungen sind wie folgt : die Prüfung des Paton'schen Instituts,MVTU,IMETT II,SONP, die Prüfungen von Kautz, Thomas,Pellinis Fingerprüfung,Auftragschweissungsprüfung u.a.

Die Bestimmung der Schweissbarkeit mittels Beeinflussung der strukturalen und mechanischen Eigenschaften des Grundwerkstoffes oder des Schweissgutes durch den Wärmezyklus ist in der Prüfung IMETT I verkorpert.Dünne,auf verschiedene,dem Schweisszyklus entsprechende Temperaturen widerstandserhitzte Probestäbe werden zerrissen.Falls das Diagramm Dehnung-Zug registriert wird,werden die mechanischen Eigenschaften und Plastizität bestimmt.Soll das Gefüge bei verschiedenen Temperaturen aufgefangen werden ,müssen die Probestäbe sofort nach Erhitzen mit Wasser abgekült werden.

In den Beständigkeitsprüfungen gegen interkristalline Korrosion wird die Beständigkeit der Schweissverbindungen im kritischen Temperaturgebiet 450 ÷ 925°C verfolgt.Austenitisch geglühter Stahl hat vor dem Schweissen eine austenitische Struktur mit regelmässig

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

verteiltem Kohlenstoff im Stahl und ist daher korrosionsbeständig.Bei kritischen Temperaturen,die beim Schweissen immer entstehen,beginnt sich der Kohlenstoff an den Korngrenzen in Form von Chromkarbid auszuscheiden und verursacht daher eine Chromverarmung der einzelnen Körner. Falls der Cr-Gehalt an den Korngrenzen unter 12 % herabsinkt,verliert der Werkstoff seine Beständigkeit gegen das korrosive Medium,die Körner büssen ihre feste Verbindung ein und das Gefüge wird zerstört. Am meisten werden auf diese Art die Übergangszonen zwischen der Schweissnaht und dem Grundwerkstoff betroffen.

Der Kohlenstoff und die Erwärmungszeit beeinflussen diese Neigung zur Korrosion am meisten bei austenitischem rostbeständigem Werkstoff. Je geringer der Kohlenstoffgehalt und je kürzer die Erwarmungszeit ,desto kleiner die Neigung zur interkristalliner Korrosion. Aus diesem Grunde wird bei diesen Stählen ein sehr geringer Kohlenstoffgehalt,und zwar 0,1 % im Durchschnitt,verlangt. Der Korrosionsneigung wird auch durch stabilisierende Elemente ,zu B. Ti oder Nb entgegengewirkt,welche in Gehalten Ti = 6 (%C - 0,02%), Nb = (6 ÷ 10)%C den Kohlenstoff binden und die lokale Chromverarmung verhindern.

Der ungünstige Einfluss der Warmsensibilisierung des geschweissten Werkstoffes (austenitischen Werkstoffes mit Ferrit) wird durch Austenisierung nach dem Schweissen (Erhitzen auf 1050°C,Abkühlen in Wasser oder Luft) ,oder durch zweistündiges Stabilisieren bei 850°C beseitigt. Für Austenitisierung ist eine langsame Erhitzung bis 600°C (150°/St) bei gleichmässiger Durchwärmung,danach eine rasche Erhitzung (300°/St) im Beriech von 600° ÷ 1050°C und Verweilung bei dieser Temperatur erforderlich.Stabilisierung hat wenige Verformungen zu Folge ,beseitigt Spannungen ,verbessert die Beständigkeit gegen

67

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

interkristalline Korrosion. Spannungsfreiglühen soll bloss bei 750°C vorgenommen werden, da es die Korrosionsbeständigkeit herabsetzt und bei nichtstabilisierten Stählen im Gegenteil in Folge von Karbidausscheidungen zur Versprödung führt.

Die Prüfungen der Beständigkeit der Schweissverbindungen gegen interkristalline Korrosion wird auf ähnliche Weise wie in GOST 6032 - 51 durchgeführt. Die Versuchsproben der bis zu 350°C verwendeten Erzeugnisse werden keiner Warmbehandlung unterzogen. Die übrigen Proben werden 2 Stunden lang bei 650°C sensibiliert. Die Probe wird in einer Lösung von $CuSO_4$ und H_2SO_4 (Straussches Reagens) 100 ÷ 200 Stunden lang gekocht und der Biegungsprüfung am Dorn ($\varnothing$ = 5 Probedicken) unterzogen. Falls nach Umbiegen um 90° keine Querrisse auftreten, ist die Probe genehmigt. Nach einer anderen Variante wird die Probe auf 2 Stunden in eine Lösung von HNO_3 und NaF bei 80°C getaucht. An den Stellen der interkristallinen Korrosion vergrobt und verärbt sich die Oberfläche.

Die genaue Bestimmung des Temperaturbereichs der Beständigkeit gegen interkristalline Korrosion wird mittels der Rollason-Methode durchgeführt. Die zu prüfenden Proben werden homogenisiert (z.B. bei 900 ÷ 1300°C) und luftgekühlt. Weiter werden die Proben bei verschiedener Zeitdauer auf verschiedene Temperaturen (z.B. 450 ÷ 800°C) erhitzt. Die Neigung zur interkristalliner Korrosion wird nach Auskochen im Straussschen Reagens beurteilt. Die Beurteilung der Korrosionsbildung wird mittels Biege-, metallografischer und anderer Prüfungen durchgeführt. Die Ergebnisse der Biegeprüfungen werden auf das Temperatur- Log Zeit-Diagramm eingetragen. Nach diesem Diagramm wird die Zone der für die Bildung interkristalliner Korrosionen

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

kritischen Temperaturen,sowie der Beriech der geeigneten Austenitisierungstemperaturen bestimmt.

Bei verschweissten austenitischen Cr-Ni-Stählen kommt eine ungünstige Erscheinung vor - die Warmrissigkeit.Warmrisse bilden sich unter dem Einfluss grosser Spannungen infolge geringer Wärmeleitfähigkeit.Die Risse sind interkristallinen Charakters. Die Wärmerissbildung wird durch geringeren Kohlenstoffgehalt,z.B. unter 0,05 % abgeschafft. Risse infolge verminderter Zähigkeit können auch durch die Bildung der Sigmaphase bei höheren Temperaturen beeinflusst werden.

Die Strukturstabilität der austenitischen rostbeständigen Stähle wird oftmals durch langzeitiges Verbleiben auf Temperaturen beeinflusst,wobei sich die spröde Sigmaphase bildet,die ihrerseits einen starken Einfluss auf die Plastizität des Werkstoffes ausübt. Ausser durch die Sigmaphase kann die Plastizität auch durch Chromnitrid herabgesetz werden,welches ebenfalls im Temperaturbereich von 500 ÷ 800°C ausscheidet.Die Sigmaphase ist eine sehr harte,nichtmagnetische spröde Phase mit einer Zusammensetzung circa 50 % Cr und 50 % Fe. Sie kann auch andere Elemente enthalten,wie z.B. Molybdän.Das Kristallgefüge der Sigmaphase ist nicht genau festgestellt. Die Sigmaphase bildet sich bei langdauernder Erhitzung im Temperaturbereich ungefähr 450 ÷ 925°C. Sie kann sich in rein austenitischem Stahl oder austenitischem,ein wenig Ferrit enthaltendem Schweissgut bilden.In reinen Austeniten bilden sich bei langdauernder Erhitzung durch Diffusion Kohlenstoffkarbide. In deren Umgebung kommt es zum Anreichern Ferritbildender Atome (z.B.Cr,Mo),da ihre Diffusionsgeschwindigkeit kleiner ist als die des Kohlenstoffes.Ferrit ist bei höheren Temperaturen nicht stabil, wandelt sich in die Übergangssigmaphase um, aus der dann durch Anreichern mit weiteren Elementen die Sigma-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

phase entsteht.In austenitischen Stählen bildet sich die Sigmaphase an den Korngrenzen des Austenits, in austenitisch-ferritischen Stählen in den ferritischen Bereichen.

Die Sigmaphasebildung wird von Mo,Nb,Si, oftmals auch von Cr unterstützt. Die Wärmewirkung des Schweissprozesses übt ebenfalls einen günstigen,wenn auch in Folge der kurzen Temperaturdauer geringen,Einfluss auf die Bildung der Sigmaphase aus,besonders bei Kreuznähten.Auch mechanische Kaltbehandlung unterstützt die Bildung der Sigmaphase bei den späteren Erhitzungen des Werkstoffes.

Der Sigmaphase wird durch Erhitzen auf 1000°C, die sogenannte Diffusionsglühung,entgegengewirkt,wonach das Gefüge wiederum überwiegend aus Austenit und Ferrit besteht. Ferrit bildet sich als sphäroidisirende Mikroausscheidung. Die Sigmaphase hat eine Erhöhung der Festigkeit und Herabsinkung der Streckgrenze und Dehnbarkeit zu Folge. Zur Ergänzung : mit der Verminderung des Ferrit-Gehaltes verringert sich die Festigkeit, namentlich die Strechgrenze ; die Verformbarkeit dagegen wächst an. Ist der Ferrit-Gehalt kleiner als 7 %, sind geringe Voraussetzungen für Versprödung auf Grund der Sigmaphase.

Der Einfluss einzelner Elemente auf die Schweiss-, nahtrissaigkeit während des Schweissens

Von grossem Einfluss ist hier P und S. Der Höchstgehalt an S im Schweissgut soll 0,04 %, an P 0,05 % nicht übersteigen.Sehr gefährlich wirken sich Pb- Sn- und B-Spuren aus. Auch si kann bei einem Gehalt über *Si* 1 % und ungeeignetem Verhältniss der übrigen Elemente Schwierigkeiten bereiten. Auch Nb kann als geeignetes Stabilisierelement zu Schwierigkeiten führen.Mn und C

70

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

dagegen vermindern die Rissigkeit.Ein kleinerer C- - Gehalt, z.B. 0,05 % beseitigt die Warmrissigkeit, aber auch ein höherer C- Gehalt, z.B. 0,25 % kann der Rissigkeitsneigung entgegenarbeiten.Der letzte Kohlenstoffgehalt verringert dagegen die Korrosionsneigung. Bei Erhöhung des Mn-Gehalts über 5 % wird die Neigung zur Rissigkeit fast vollständig beseitigt. Auch Stickstoff kann sich bis zu einem bestimmten kleineren Gehalt günstig auswirken,da er die Löslichkeit des Kohlenstoffs im Austenit erhöht. An dieser Stelle soll auch über Rissigkeit der Schweisanähte bei Wärmebehandlung und Wärmebetriebsbelastung berichtet werden. Derartige Rissigkeit kann durch hohe innere Spannungen verursacht werden. Die gefährliche Glühungstemperatur--Zone austenitischer Stähle liegt zwischen 650 ÷ 750°C; spannungsfreie Glühung ist daher bei diesen Stählen ungewünscht. Bei Wärmebetriebsbelastung bilden sich die Risse meist auf Grund hoher innerer Spannungen infolge des Schweissens und der Dilatationswirkung.

Welche sind die grundsätzlichen Möglichkeiten für die Beschränkung der Rissigkeit geschweisster austenitischer Stähle? Sie beruhen in der Verwendung von Grundwerkstoff und Schweisszusatzwerkstoff mit herabgesetztem Verunreinigungs- und Gas Gehalt und einer kleinen Erhöhung des Gehalts von Rissigkeitsvermindernden Elementen.Der Schweisszusatzwerkstoff soll ein Schweissgut mit niedrigem Ferritgehalt geben.Dieser Gehalt muss jedoch auch bei Durchmischung mit dem Grundwerkstoff genügend gross sein.Ebenfalls durch die Auswahl der Elektrodenmantel kann die Rissigkeitsanfälligkeit aktiv beeinflusst werden. Meistens werden basische Elektrodenmantel mit kleinem Kohlenstoffgehalt verwendet. Neben diesen metallurgischen Massnahmen kann die Rissigkeit auch durch technologische Eingriffe beeinträchtigt werden, indem direkt geführte

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Mehrlagenschweissungen vorgezogen werden und am Plus--Pol geschweisst wird um die zugeführte Wärmemenge und die Vermischung mit dem Grundwerkstoff zu verringern.

S c h w e i s s e n r o s t b e s t ä n d i g e r S t ä h l e

Rostbeständige Stähle konnen auf alle Arten verschweisst werden ; jedes Schweissverfahren hat jedoch seine besonderen Eigenheiten und seinen bestgeeigneten Verwendungsbereich.

Lichtbogenhandschweissen ist für Dicken von 2 mm angefangen geeignet.Da die Wärmeleitfähigkeit des Grundwerkstoffs gegenüber Kohlenstoffstählen um 50 % kleiner, die Wärmedehnung um 50 % höher und der elektrische Widerstand fünfmal grosser ist,muss auch das Schweissverfahren dementsprechend verändert sein.Zweck Beschränkung ungeeigneter Verformungen wird eine genaue Aufbereitung gefordert.Die Schweisskanten sind dieselben wie beim Schweissen von Kohlenstoffstählen. Verschweisst wird mit Gleichstrom.Tschechoslowakische Elektrodenumhüllungen sind basischer Zusammensetzung. Das Heften muss mit Rücksicht auf die grosse Wärmedehnung dichter,die Schweissnahten müssen richtig verformt,d.i. mit flacher Oberfläche sein. Die Heftstellen müssen sorgfältig gereinigt werden.Stahlbürsten sind ungeeignet, rostbeständige werden anempfohlen.

Die Lichtbogenzündung ist etwa schwieriger als bei Kohlenstoffelektroden und soll bloss an den Schweissstellen vorgenommen werden.Kurzer Lichtbogen,senkrechte Elektrodenführung ohne seitliche Schwankungen sind erforderlich. Ein langer Lichtbogen hat das Ausbrennen und Oxydieren der Legierungen ,überhitzen des Schmelzbades und eventuellen Poren- und Rissegnfall zur Folge. Das Schmelzbad soll nicht zu gross gehalten werden. Kleinere Elektrodendurchmesser werden verwendet.Rostbeständige Elektroden werden grundsätzlich mit geringerem

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Strom belastet als Kohlenstoffelektroden,da Rostbeständige Stähle tiefere Temperaturen des Schmelzens aufweisen.Besonders wichtig ist die Trockenerhaltung der Elektroden, da sich sonst in den Schweissnahten oft Poren bilden. Das Übertrocknen der Elektroden findet nach einer bis zwei Stunden bei 250 ÷ 350°C statt.Die Elektrodenumhüllung muss unbeschädigt sein,da sie bei manchen Elektroden stabilisierende Beimengungen enthält. Elektroden mit legiertem Korndraht werden bevorzugt.

Bei der Beurteilung der Schweissnähte kann man feststellen,dass die Schweisnähte nicht immer dieselben mechanischen Eigenschaften ausweisen wie der Grundwerkstoff. Festigkeit und Streckgrenze sind gewöhnlich gleich denen des Grundwerkstoffes.Dehnbarkeit,Plastizität und Kerbschlagfestigkeit weisen jedoch niedrigere Werte aus.Aus diesem Grunde werden in einigen speziellen Fällen für die Schweisswurzel zähigere Elektroden verwendet.Selbständige Anlehrgänge für Schweisser rostbeständiger Stähle sind empfehlenswert.

Das Sauerstoffazetylen-Schweissverfahren wird nur sehr selten verwendet,da dabei eine breite Zone bei verhältnissmässig langer Zeitdauer wärmebeeinflusst wird,was grössere Deformationen ,Ausbrennen der Legierungen und Gefahl interkristalliner Korrosion mit sich bringt.Ungeeignetes Einstellen der Flamme erhöht das Aufkohlen des Schweissgutes.Gasschmelzschweissen wird daher nur bis zu 3 mm Dicke verwendet und es müssen dabei folgende Grundsätze eingehalten werden :
streng neutrale,weichere Flamme und um 1 Nummer kleinerer Brenner als für das Schweissen von Kohlenstoffwerkstoff. Meistens werden Nb-stabilisierte Drähte verwendet, da Nb weniger ausbrennt als z.B. Titan. Insgesamt kann festgestellt werden,dass mit dem Gasschmelzschweissen keine beständigen Schweissver-

73

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

bindungen hergestellt werden können.

Vorteilhafter für das Verschweissen dünner Bleche ist das Arcatomschweissverfahren, wobei ein Lichtbogen zwischen zwei Wolframelektroden unter Wasserstoffschutzatmosphäre verwendet wird.Der Vorteil ist in dem ausgezeichneten Schutz des Schmelzbades, der feinen Steuerung der Elektrodenheizung und dem Schutz gegen Ausbrennen der Elemente zu Sehen. Schwierigkeiten beim Schweissen kann Titan bereiten,das ein dichteres Schmelzbad bewirkt und ein gutes Durchschweissen der Wurzel beeinträchtigt. Zum Schweissen wird Wechselstrom und Transformatoren höherer Spannung mit Leerlauf benützt.

Argonschutzgasschweissung gehört zu den für Schweissen von rostbeständigen Stählen best geeigneten Schweissverfahren für kleine und mittlere Werkstoffdicken.Der Grundwerkstoff sowie der Zusatzdraht wird im Lichtbogen der Wolframelektrode unter Argonschutz verschmolzen.Die Schutzgasatmosphäre schützt das Schweissgut und bürgt für einen ganz geringen Abbrand der Legierungen.Die Erhitzung geht sehr schnell vor sich,ist schmal,vermischt nur in sehr geringem Masse den Grundwerkstoff ; geht daher nicht ins Tiefe.Immer kann Zusatzwerkstoff derselben Zusammensetzung wie der Grundwerkstoff verwendet werden. Titan brennt wenig aus,Niob fast vollkommen nicht ; letzteres kann jedoch die Rissigkeit der Schweissverbindungen günstig beeinflussen. Es ist von Vorteil den Lichtbogen nicht direkt auf dem Grundwerkstoff, sondern auf einer Hilfskohle oder mittels eines Hochfrequenz-Ionisators zu entzünden.Ein genügender Schutzgasdurchfluss muss immer bereit sein (gewöhnlich 12 ÷ 15 l/min) um damit das Schmelzbad und das Zusatzdraht-Ende geschützt werden kann. Schwierigkeiten , wie z.B.Poren können durch Feuchtigkeit-, Stickstoff- und Wasserstoff-gehalt im Argon herbeigeführt werden.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Der Lichtbogen muss möglichst kurz sein.Geschweisst wird meistens mit Gleichstrom. Bis zu 4 mm Dicken konnen I Nähte , für grössere Tulpen- oder V- Nähte verwendet werden.Besonders Tulpennähte mit breit geöffneter Wurzel sind für Rohrwurzelschweissungen gut geeignet. Es sei jedoch darauf aufmerksam gemacht, dass sich bei Mehrlagenschweissungen in den Schweissverbindungen Poren bilden können.Der Vorteil dieses Schweissverfahrens beruht in der Möglichkeit der Verformung der Schweissnahtoberflächen,sodass stufenlose durchlaufende Schweissnähte mit kleiner Überwölbung erreichbar sind,die besonders dann grosse Vorteile bieten,wenn zweks grösserer Widerstandsfähigkeit gegen agressive Medien das Schleifen und Polieren der Oberflächen erforderlich ist.Die Schweissverbindungen bei 18/9 Stählen sind weicher als der Grundwerkstoff.

Die Schutzgasschweissung kann auch automatisch durchgeführt werden. In grossem Aufschwung ist auch das sogenannte SIGMA-Schweissverfahren begriffen, ein halbautomatisches Verfahren mit abschmelzendem Zusatzdraht unter Schutzgas.Es werden Schweissdrähte von 0,8 ÷ 2 mm Durchmesser verwendet.Dem Argon wird 1 % O_2 zugesetzt,wodurch die Brennstabilität sowie Schweissgeschwindigkeit erhöht wird.Für dieses Schweissverfahren eignen sich Gleichstromquellen, mit flacher statischer Kennlinie.Im Ausland wurde auch die Verwendung von CO_2 als Schutzgas ausgearbeitet.Die Verwendungsmöglichkeiten dieser Schweissart sind jedoch begrenzt. Das Schmelzen unter CO_2 ist durch Ausbrennen von Ti / ca 50 % /, Si (0,2 ÷ 0,3 %), geringe Aufkohlung,hohe Verluste,Abbrand und Verspritzen gekennzeichnet. Cr brennt bei einem Gehalt von ca 20 % nur gering aus. Die Beständigkeit der Schweissnähte gegen interkristalline Korrosion wird mittels Nb gesichert ; dasselbe unterstützt jedoch

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

den Warmrissigkeitsanfall.Geschweisst wird mit Gleich-Stromquelle mit flacher Kennlinie.

UP-Schweissen - dieses Schweissverfahren wird aus den Versuchsanstalten in die Betriebe übertragen und wird namentlich für dicke und mittlere Bleche verwendet. Sauerstoff- und manganlose Schweisspulver sind empfehlenswert, da hiemit die Oxydierung sämtlicher zu Verbindungen mit Sauerstoff neigender Elemente (z.B. Cr, Ti) unterdrückt wird. Bei Verwendung von Zusatzdrähten gleicher Zusammensetzung muss mit Rücksicht auf hohe Ströme mit dem Ausbrennen der Legierungen gerechnet werden.Auch die allgemein bekannte Schweissnahtrissigkeit macht sich bei austenitischen Stählen grösserer Dicken geltend.Aus diesem Grunde wird im Zusatzwerkstoff derart nachlegiert,dass das Gefüge rissigkeithemmendes Ferrit enthält. Zum Schweissen werden Gleichstrom- oftmals auch Wechselstrom-Quellen verwendet.

Sehr gut geeignet ist das Widerstandsschweissverfahren. Für das Schweissen werden am meisten elektronisch ge-steuerte Apparate unter höheren Drücken (2 ÷ 3 x als für kohlenstofffarme Stähle) mit sehr kurzer Schweissdauer verwendet.Eine Überhitzung des Werkstoffes ist zu vermeiden.Sämtliche Widerstandsschweissverfahren werden angewandt.Die Schweissparameter sowie der Schweissvorgang müssen jedoch sorgfälltigst bestimmt und nachgeprüft werden.Ungeeignete Schweissverbindungen weisen Oxydeneinschlüsse und Poren auf,sowie eine geringere Widerstandsfähigkeit gegen interkristalline Korrosion.Richtig ausgeführte Schweissverbindungen sind durch eine schmale wärmebeeinflusste Zone gekennzeichnet.Die Stampfdrücke sollen 2 - 3 x hoher sein als bei Kohlenstoffstählen,mit verhältnismässig grossen Beschleunigungen des Schweisszyklus.

Friktionsschweissen kommt namentlich für das Schweissen von verschiedenen Werkstoffkombinationen in Frage,

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

wo sich ungewünschte Einflüsse der Diffusion der Elemente aus einem Werkstoff in den anderen geltend machen.

Z u s a t z w e r k s t o f f e f ü r d a s S c h w e i s s e n

In der ČSSR werden üblich folgende austenitische rostbeständige Zusatzwerkstoffe verwendet :

Elektroden: E 376, E 377, E 380, E 385, E 388, E 389, E 390, E 391, E 891, VUS 18/8 2S

Schweissdrähte: G 076, G 077, G 085, G 088, G 089, G 090, G 091, G 591

Schweisspulver für automatisches Schweissen: VUS CrNi, VUS 2BA, VUS 4F, VUS 5F, VUS 886

In Entwicklung befinden sich Nachprüfungen der Elektroden für austenitische sparstofffarme Stähle ČSN 17 460 - AKM u.a.

Für hohe Temperaturen (600 ÷ 650°C) wurden mit Elektroden E 391, E 891 und VUS 18/8 2S durchgeführte Schweissverbindungen austenitischer Werkstoffe untersucht. Im Schweissgut der Elektroden E 891 und E 391 ist nach Erhitzen auf Austenisierungstemperatur (1050°C) ein geringer Ferritgehalt vor-handen. Nach Homogenisierungsglühung (1300°C) enthält das Schweissgut der E 891 3%, der E 391 5% Ferrit. Das Ausgangsgefüge bleibt bis zu 1200°C erhalten. Bei hoheren Temperaturen lösen sich Ti- und Nb-Karbide auf. Falls mit diesen Elektroden durchgeführte Schweissnähte bei Temperaturen von 550 ÷ 750°C unterzogen werden, zerfällt zum Teil das Ferrit in den Schweissnähten und bildet sich die Sigmaphase, wodurch die Kerbschlagzähigkeitswerte sinken. Bei 800°C ist der Sigmaphasegehalt am grössten. Nach Dauerglühung bei 800°C/10 h verringerte sich die Kerbschlagzähigkeit von dem ursprünglichen Wert 18 mkp/cm^2 auf 5 mkp/cm^2. Während des Schweissens auf hohe Temperaturen erhitztes Schweissgut neigt nach Glühung bei 650°C zu interkristalliner Korrosion. Es wird daher Stabilisierung bei 900°C/Luft anempfohlen, wobei die Karbide von Ti und Nb aus der festen Lösung wiederum ausscheiden.

77

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Zweks Beseitigung von inneren Spannungen wird auf 900 ÷ 950°C erwärmt mit nachfolgender Abkühlung bis 600°C im Freiem und nachher im Ofen.Für beide Elektroden ist ein Gehalt von 2% Molybdän im Kerndraht charakteristisch.Mo ist vom Standpunkt der Operativität für den Schweisser vorteilhaft.Demgegenüber verringert es als Ferritbildner bei höheren Temperaturen die Strukturstabilität.

Aus eingehender Analyse der Verwendung von Elektroden E 891, E 391 und E 389 für das Schweissen von Werkstoff ČSN 17 246 und der Anwendung derselben bei Temperaturen 500°C werden folgende Schüsse gezogen:
die Anwendung von Elektroden E 891 und E 391 mit 2 % Mo-Gehalt in Verbindung mit Stahl ČSN 17246/molybdänlos/ kann in einigen oxydierenden Atmosphären die Flächenkorrosion der Schweissverbindung gegenüber dem Grundwerkstoff beschleunigen. Schweissverbindungen mit Mo- haltigen Elektroden können sich bereits bei Dauerbelastung von über 400°C erstarren.Es empfiehlt sich daher die Elektroden nach den technischen Lieferbedingungen zu bestellen,durch welche Elektroden mit der chemischen Zusammensetzung austenitbildender Elemente an der oberen und unteren Grenze der Rissigkeit beeinflussenden Elemente,gewährleistet werden.

Aus dem Vergleich der Elektroden E 891, E 391 mit den Elektroden E 389 und E 388 vom Standpunkt der Warmfestigkeit ergibt sich die Reinfolge wie folgt: die höchste Warmfestigkeit weisen E 891, E 391 und E 390, eine geringere E 388 und E 389 aus.

Für das Schweissen von Werkstoff ČSN 17 246 werden für hohe Temperaturen Elektroden E 389 empfohlen,die über eine höhere Warmfestigkeit verfügen und dem Grundwerkstoff auch in Hinsicht auf Flächenkorrosion entsprechen.Die Festigkeit der Schweissnaht pflegt üblich höher zu sein als die des Grundwerkstoffes und unter Überwachung und Einschränkung des Ferrit-Höchstgehaltes (z.B. mittels technischer Lieferbedingungen) sind auch bei Dauerbetrieb gute Ergebnisse zu erwarten.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Bei Elektrode E 891 tritt eine Neigung zu interkristalliner Korrosion auf, da das Titan aus dem Lichtbogen fast gänzlich ausbrennt und das Schweissgut nicht genügend stabilisiert ist. Bis zu Temperaturen von 650°C ist die Nb- stabilisierte Elektrode E 391 vorteilhafter. Oftmals bedient man sich einer Kombination: in die Wurzel E 891 und für die übrigen Lagen E 391. Die Elektrode E 891 neigt wenig zur Rissebildung.

Der Anschaulichkeit wegen führen wir im Folgenden einige kurzfristigen mechanischen Werte von Schweissverbindungen für verschiedene Temperaturen an -s. Tab. 1.

Bei Langzeitprüfungen sind bei Schweissverbindungen mit E 389, E 391 und E 891 folgende Kriechgrenzwerte zu erwarten:

bei °C	550	600	650	(700)
kp/mm^2	12,5	11,0	8,0	5,0

Die Schweissnahtwerte für Minustemperaturen werden gesammelt. Als entscheidendes Kriterium für tiefe Temperaturen wird die Kerbschlagzähigkeitsprüfung angesehen. Die Kerbschlagzähigkeit soll immer grösser sein als 3 kpm/cm^2. Gerade die austenitischen Cr-Ni-Stähle weisen keine plötzliche Übergangssprödigkeit auf und die Kerbschlagzähigkeit weist gegenüber Normaltemperaturen bloss einen allmählichen Abfall auf. Diese Stähle sind daher für bei Minustemperaturen betriebene Apparate vollkommen verlässlich. Man kann sagen, dass die Kerbschlagzähigkeitswerte der Schweissnähte der austenitischen Stähle den Werten deren Gusszustandes entsprechen. Die chemische Zusammensetzung und die Verschiedenheit der Zusatzlegierungen scheint die Kerbschlagzähigkeit beeinflussen zu können. In kleinerem Masse kann die Kerbschlagzähigkeit auch durch Wärmebehandlung verbessert werden. Sie wird durch Verminderung des Kohlenstoff- und Erhöhung des Nickelgehaltes erhöht. Welchen Einfluss ein höherer Ferritgehalt auf die Kerbschlagzähigkeit der Schweissnaht ausübt, ist bisher noch nicht genau bekannt.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Bei verschiedenen Sorten austenitischer Cr-Ni-Stähle bei -192°C schwanken die Kerbschlagzähigkeitswerte zwischen 3 ÷ 7 mkp/cm^2 (bei nicht warmbehandelten Schweissnähten). Nach austenitisieren werden Werte von 10 mkp/cm^2 erzielt. Zur Information werden die mechanischen Werte der Schweissverbindungen einiger austenitischer Cr-Ni-Werkstoffe und Elektroden in Tabelle 2 angegeben.

Besondere Sorgfalt muss der Wahl der geeignetsten Elektrode für verschiedene agressive Medien gewidmet werden. Entscheidend ist eben der Einfluss der einzelnen Elemente. Auf die Widerständigkeit gegen Korrosion in aktivem Zustand übt namentlich Ni, Cu, teilweise W und Mo, mit Ausnahme starker Oxydierungsmittel, einen günstigen Einfluss aus.

Für Salpetersäure übt Cr einen günstigen, Mo, Cu und W einen ungünstigen Einfluss aus, namentlich bei einem Gehalt über 2 %. Es werden daher grundsätzlich nicht Mo-enthaltende Elektroden verwendet. Im Milieu der Schwefelsäure wird die Korrosionsbeständigkeit namentlich durch Ni, Cu, Mo erhöht. Es können daher übliche Sorten austenitischer Elektroden verwendet werden.

P r a k t i s c h e B e t r i e b s e r f a h r u n g e n

Bei der Erzeugung wurden folgende Erfahrungen festgesetzt:
bei dem Schweissen austenitischer rostbeständiger Stähle werden Stabilisierte Elektroden bevorzugt, geschweisst wird ohne Vorwärmung und die Mehrzahl der Erzeugnisse wird nach dem Schweissen nicht geglüht.

Die Erkenntnisse der Wissenschaft werden erst in der letzten Zeit voll respektiert und die Erzeugung passt sich den auf Schweissverbindungen gestellten technischen Ansprüchen an. Dieselben müssen Strukturstabilität bei hohen Temperaturen, Beständigkeit gegen

80

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

interkristalline Korrosion ,ausreichende Zähigkeit bei niedrigen Temperaturen und entsprechende Rostbeständigkeit gegenüber Betriebsmedien aufweisen.Für wichtigere Erzeugnisse werden aus diesem Grunde besondere technische Betriebsbedingungen ausgearbeitet,Elektroden werden Klassifizierungsprüfungen unterzogen und Schweissverbindungen durch vorgeschriebene mechanische Werte garantiert.Bis zu Temperaturen von 450 ÷ 500°C werden mechanische Eigenschaften in ungeglühtem Zustand,für höhere Temperaturen auch nach dem Altern (z.B. bei 750°C/10h Luft) geprüft.Besonders die Frage der Überwachung des Ferritgehaltes in den Schweissverbindungen steht in Vordergrund des Interesses der Laboratorien hochentwickelter Erzeugungsbetriebe.

Sparstoffarme austenitische Stahltypen mit Stickstoff oder solche mit austenitisch -ferritischer Struktur u.a. befindet sich bereits im Stande der Inbetriebsetzung oder Nachprüfung.In grossem Masse werden auch Kombinationen austenitischer rostbeständiger Stähle mit Kohlenstoffstahl in Form von plattierten Stählen ausgenützt.Das Schweissen plattierter Stähle ist in der ČSSR bereit seit dem Jahre 1954 voll bewältigt.Schliesslich ist zu konstatieren, dass allein das automatische UP-Schweissen rostbeständiger Stähle nicht dermassen verbreitet ist, dass seine wirtschaftlichen und produktiven Eigenschaften voll ausgenützt werden können.

Beschliessend kann festgestellt werden,dass die hochentwickelte tschechoslowakische Industrie der chemischen Apparate in hohem Masse aller Schweisstechnologien verwendet,ausländische Erfahrungen verfolgt und ausnützt und dass sich in ihrem Niveau den vordersten Ländern der Welt gleich stellt.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Tab.2

Materiál	teplota	elektroda	σ_{KT}	σ_{PT}	δ_5	ψ	R_M
17 460	- 70	E 380	56,4	75,1	15	31,1	5,1-10,2
		E 388	57,4	80,6	13,5	14,7	5,8- 9,5
		E 391	65	95,4	27,1	18,1	6,7- 8,3
	- 196	E 388		70	1,3	0,5	
17 246	- 70	E 380	37,5	86,5	29,4	19,6	4,7- 8,9
		E 388	36	80,2	30,7	39,6	3,9- 9,1
		E 391	39,8	88,2	30,8	22,4	7,1- 8,1
svarový kov	+ 20	E 389					7,5- 8,8
	- 70						4,6- 4,9
	- 120						3,4- 3,5
	- 196						2,8- 3,2
	+ 20	E 391					10,1-11,4
	- 70						4,7- 6,7
	-120						6 - 7,4
	-196						3,1- 5,1
	+ 20	E 891					12,6-12,9
	- 70						9,6-11,1
	- 120						7,5- 9,4
	- 196						4,4- 5,4

Tab. 1

Materiál	teplota	elektroda	σ_{KT}	σ_{PT}	δ_5	ψ	R_M
17 246	+ 20	E 391					9,6- 34
							7,1- 23,7 a
							8,3-16,4 b
17 460	+ 20	E 388	50-53	67-73	10-13	32-38	8,5-16,5
	+ 400	E 388	28-30	48-53	13-18	32-42	

tepelné zpracování: a = 725°C/24 h
b = 725°C/120 h

82

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

L i t e r a t u r a

Pospíšil R., Antikorozní a žáruvzdorné oceli,SNTL Praha
Němec J.,Hutní druhovýroba 9-10/1959
Němec J., Svařování ocelí antikorozních a žáruvzdorných, SNTL Praha
Bízek J., Závěrečná zpráva SVÚMT Z-61-1019
Duben Z., Závěrečná zpráva VÚSSTS ZS-60-259
Zváračský sborník 4/1961,Vyd.Slov.ak.vied,Bratislava
ZIS Mitteilungen 5/1960,ZIS Halle
Sborník: Mezinárodní symposium o nerezavějících ocelích a slitinách,VÚHŽ Praha
ESAB Revue 1/1960
Majer F.,Oceli pro nízké teploty,kompilát VÚHŽ
PilousV.,Zváranie 5/1962
Číhal V.,Pražák,Měchura,Strojírenství 4/1962
Provozní korespondence SVÚMT,ŽAZ,VÚS a ZVÚ

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

ZVLÁŠTNOSTI ZVÁRANIA AUSTENITICKÝCH MANGÁN-CHRÓMOVÝCH OCELÍ

Š. Horváth
Výskumný ústav zváračský
Bratislava, ČSSR

Austenitické mangán - chrómové ocele stali sa pre Československo dôležitým konštrukčným žiarupevným materiálom v obore energetiky. V oblasti chemického priemyslu sú nateraz málo známe, snaď kvôli menšej odolnosti oproti korózii, než akú majú austenitické chróm - niklové ocele. Pre naše národné hospodárstvo sú však veľmi dôležité, pretože neobsahujú deficitný nikel.

Vo výskumnom ústave zváračskom v Bratislave vyriešili sme tavnú zvariteľnosť troch druhov tvárených austenitických mangán-chrómových ocelí: MnCr / Ti/17/7/ oceľ 17481 podľa ČSN 417481/, MnCrV17/10/17482 a MnCrMoV 17/7/17483/. Oceľ 17481 je žiarupevná a okrem toho určená pre chemický priemysel. Ocele 17482 a 17483 sú žiarupevné. Chemické zloženie ocelí je v tabuľke č.1. Niektoré vybrané vlastnosti týchto ocelí, dôležité z hľadiska zvariteľnosti, sú v tabuľke č. 2.

Pretože medzi chemickým zložením ocele a jej tavnou zvariteľnosťou je vzťah, mali by údaje tabuľky č.1 dopomôcť ku smernému posúdeniu zvariteľnosti predmetných ocelí. Literatúra uvádza veľmi málo prác venovaných tavnému zváraniu austenitických mangán-chrómových ocelí. Časť autorov riešila zváranie použitím austenitických chróm-niklových zvarových kovov / 1,2,3,4/, ostatní autori použili zvarové kovy austenitické mangán-chrómové./5,6/ Voľbu typu austenitu obvykle motivoval strach pred výskytom horúcich prasklín vo zvarových kovoch a stupeň nedôvery ku zvariteľnosti austenitických mangán-chrómových ocelí.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Nuž, dokázali sme si, že ocele podía tabuľky č.1 sú tavné, dobre zvariteľné za použitia austenitického mangán - chrómového zvarového kovu, majúceho zloženie veľmi blízke základným materiálom.

O c e l e 17481,17482 a 17483 o č a m i z v á r a c i e h o m e t a l u r g a

Vysoký obsah mangánu a stredný obsah chrómu dávajú tušiť štrukturálne zvláštnosti týchto ocelí. Ku zvládnutiu vplyvu mangánu a chrómu na zvariteľnosť sú znalosti potrojného systému Fe-Mn-Cr nezbytné./7,8,9,10,11,12,13/ Rezy diagramom Fe-Mn-Cr pri 6% Mn, 16% Mn a 22% Mn ukazujú dôležitú závislosť množstva fázy epsilon na množstve mangánu /obr.č.1,2 a 3/. Premena fázy epsilon na fázu gama je spojená s objemovými zmenami, ktoré vyvolávajú vnútorné napätia. Avšak vnútorné napätia podporujú, najmä pri austenitických oceliach, vznik horúcich prasklín pri tuhnutí.

Tabuľka č.1.

Chemické zloženie ocelí 17481,17482 a 17483 v %.

Oceľ	C	Mn	Si	Cr	Ti	V	Mo	P	S
17481	0,05-0,12	17,0-19,0	max 0,70	7,00-8,00	0,30-0,60	-	-	max 0,04	max 0,035
17482	0,05-0,12	16,5-19,0	0,25-1,00	9,50-11,50	-	0,45-0,75	-	max 0,06	max 0,035
17483	0,05-0,12	16,5-19,0	0,25-1,00	7,00-8,50	-	0,45-0,75	0,50-0,70	max 0,06	max 0,035

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Tabuľka č.2.
Niektoré fyzikálne vlastnosti ocelí 17481,17482 a 17483, austenitizačne vyžíhaných.

Vlastnosť			17481		17482		17483	
	Teplota °C		20	650	20	700	20	700
Najmenšie mechanické hodnoty kg/mm²		σ Kt	/32/	/9/	20	/7/	20	-
		σ Pt	/70/	/24/	55	/25/	60	-
	Napatie na medzi	σ Tt 10^4	-	-	2,5	-	4,6	
	tečenia 1%.v ťahu	σ Tt 10^5	-	-	/1,5/	-	/3,5/	
	Medza pevnosti	σ TPtl0^4	-	-	5	-	6,6	
	pri tečení v ťahu	σ TPtl0^5	2	-	/3/	-	4,3	
Najmenšia ťažnosť pozdĺž %		δ 5	/25/	-	30	/25/	/25/	-
Najmenšie zúženia%		ψ	/60/	/55/	30	-	25	-
Najmenšia vrubová húževnatosť mkg/cm2		R	/14/	/20/	15	/20/	/15/	-

Tepelná roztažnosť	Od 20°C do °C	100	200	600	700	100	200	600	700	100	200	600	700
m/m °C	x.10^{-6}	/16,4/	/28,8/	/23,9/	/24/	15,1	17,5	20,4	20,9	/15,4/	/21,2/	/21,8/	/22,2/

Tepelná vodivosť	teplota °C	300	650
	cal/cm s °C	0,06025	0,0664

Elektrický mer. odpor Ω	Teplota °C	20	200	600	700	20	200	600	700	20	200	600	700
	.mm²/m	0,712	0,828	1,164	1,214	/0,646/	/0,810/	/1,060/	/1,106/	/0,657/	/0,830/	1,071/	1,112/

Kovanie	°C	1150-950	1100 - 950	1100 - 950
Austenitizačné žíhanie	°C	1000-1050	1100 - 1050	1000 - 1050
Odolnosť oproti oxydácii na vzduchu	°C		do cca 800	do cca 750

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Z existenčných diagramov fázy epsilon je možné odvodiť pre zváranie teplotu predohrevu zvarenca, ktorá zabráni jej existencii počas zvárania. Je to teplota 180-260°C, prakticky 200-245°C. Keby nebolo iných hľadísk na kvalitu spoja, ako škodlivosť fázy epsilon, vtedy by sme volili pre zvarový kov toto rámcové zloženie: 7-10% Cr, 12-14% Mn. Dostali by sme ešte austenitickú štruktúru a zároveň aj minimálne množstvo fázy epsilon. Skutočne, takéto zvarové kovy majú vysokú vzdornosť oproti tvorbe prasklín.

Podľa údajov tabuliek č.1 a 2 oceľ 17481 ukazuje sa dobre zvariteľná tavným spôsobom. Najmä výhodnou je tu prítomnosť titanu a obmedzenie obsahu fosforu na maximálne 0,45%. Zvarový kov je však treba stabilizovať niobom /pre enormný prepal titanu/, čo spôsobí, že plastické vlastnosti zvarového kovu budú menšie ako u základného materiálu.

Oceľ 17482 pre obsah vanádia, zvýšený obsah kremíku a fosforu dáva výhľad na relatívne menšiu zvariteľnosť. Zvarové kovy podobného chemického zloženia vykážu relatívne malé plastické vlastnosti pre svoju liatu štruktúru a prítomnosť stabilizátora-niobu: tieto faktory totiž ešte zvýraznia vplyv vanádia. Naproti tomu tepelná rozťažnosť je menšia, ako u ocele 17481, čo je zo stanoviska zvárania priaznivé. Elektrický merný odpor je o niečo menší. To znamená, že prídavné materiály budú ku zváraniu potrebovať o niečo vyššie zváracie prúdy. Je to určitá, ale len malá nevýhoda, pretože prúdy vedú k prehriatiu zvarenca v mieste zvárania, čo tiež podporuje tvorbu prasklín. Zvýšená odolnosť oproti okysličeniu na vzduchu, spôsobená vyšším obsahom chrómu a vanádiom, je vítaná: pri navárani húsenic vznikne totiž na ich povrchoch menej oxydov a teda bude aj menej práce s odstraňovaním oxydickej povrchovej vrstvy. Austenitizačná teplota je vyššia, čo zvýši starosti prevádzky pri zabraňovaní opalu na žíhaných kusoch. Zvarový kov o blízkom chemickom zložení a obsahujúci stabilizátor, dá pri tejto austenitizačnej teplote menšie prírastky na plastických vlastnostiach, ako dáva oceľ 17482: u zvarového kovu nedosiahneme pre vrubovú húževnatosť, ťažnosť a kontrakciu hodnoty tvárneného materiálu 17482. Dlhodobé mechanické vlastnosti za tepla sú u ocele 17482 vyššie: zvarový kov obdobného zloženia a stabilizovaný ich určite dosiahne.

Oceľ 17483 spojuje výhody ocelí 17482 a 17481, pokiaľ ide o zvariteľnosť a dlhodobé mechnické vlastnosti za tepla. Ovšem horná hrani-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

ca pre obsah fosforu je privysoké a môže viesť ku ťažkostiam. Zvarový kov bude veľmi blízkeho chemického zloženia a treba ho stabilizovať niobom. Jeho plastické vlastnosti budú o niečo menšie, ako u základného materiálu.

Zvláštnosti tavného zvárania austenitických mangán-chrómových ocelí 17481, 17482, 17483

Väčšina údajov odbornej literatúry o zváraní austenitických ocelí týka sa zvárania ocelí chróm-niklových. Popisované sú: zváranie elektródou i zváracím drôtom pod ochranou argonu. Literatúry o zváraní austenitických mangán-chrómových ocelí je stále ešte málo. Tento nedostatok informácií bolo treba preklenúť. Preto sme naše výskumné práce zamerali aj na získanie základných údajov o metalurgickej zvariteľnosti austenitických mangán-chrómových ocelí.

Boj proti horúcim prasklinám je spoločný pre zváranie obidvoch typov austenitických ocelí. Základné príčiny praskania sú tu spoločné. Predsa však viaceré ich iniciátory pôsobia u mangán-chrómových ocelí odlišnou intenzitou.

Medzikryštalické filmy možno považovať aj vo spojoch mangán-chrómových austenitických ocelí za jednu z hlavných príčin tvorby horúcich prasklín. Pokiaľ sa však pohybujeme vo smernom zložení 12-18% Mn, 6-11% Cr, do 1,3% Nb+Ta, do 1,5% Mo, do 1,0% V, do 0,8% Ti, do 1,5% Si, je vplyv týchto filmov obmeniteľnejší a snadnejšie odstraniteľný, ako pri chróm-niklových austenitických oceliach/ pomocou legovania zvarového kovu cez obal elektródy alebo zvárací drôt/. Je pravdepodobne vplyv veľkého množstva mangánu, ktorý zlepšuje akosť, fyzikálne vlastnosti, chemické zloženie a rozloženie týchto filmov. Aj tu bude ich zloženie pozostávať najmä z karbidov, nitridov, karbonitridov, oxydov, oxysulfidov a komplexných silikátov.

V súhlase s Carpenterom a Jessenom /14/ možno potvrdiť, že výberom dezoxydátorov a energickým zvýšením dezoxydačného účinku, je možné značne vylepšiť vzdornosť zvarového spoja oproti tvorbe horúcich prasklín. /Pravdepodobne ide tu o pozmenenie chemického zloženia filmov cez produkty dezoxydácie a aj o vplyv samotnej silnej dezoxydácie/. Aj tu sa ukázali kremík a mangán ako úspešní odkysličovatelia /15,16,17,18/.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Potvrdili sme si tiež zistenia Perkinsa a Bindera /19/ čo do vplyvu rady dezoxydátorov : Si, V, Mn , Al, Ti, Zr, Ca, na praskavosť.

Vplyv kremíka je veľký. Dezoxydácia kremíkom sa tu ukázala ako účinný a nezbytný prostriedok boja oproti prasklinám. Zvarové kovy boli bez prasklín aj pri 1,7% Si. Ovšem neprítomnosť prasklín tu bola závislá aj na obsahu uhlíka. Dezoxydácia mangánom je práve tak potrebná. Má byť mohutná. Optimum sme dosiahli pri pomere Mn/Si v obalovej hmote cca 10 : 3. /Týka sa obsahu Mn a Si kovového a nie v horninách/.

Hliník sa tiež prejavil ako potláčateľ horúcich prasklín u ocelí 17481 a 17483; je však zaujímavé, že u ocelí 17482 ukázal sa skôr škodlivý ako prospešný. Priaznivý vplyv hliníka sa prejavuje len do jeho určitého neveľkého množstva v obalovej hmote. Titan vykazoval len slabý účinok. Je to pravdepodobne tým, že vo zvarových kovoch získaných elektródami zváracím drôtom pri zváraní pod argonom bolo titanu vzhľadom na jeho veľký prepal málo.

Zirkon sa nám v obaloch elektród neosvedčil ako potláčateľ horúcich prasklín. Je to v protiklade so zisteniami Perkinsa a Bindera/19/.

Objavili sme veľkú prospešnosť dezoxydácie zvarového kúpeľa vápnikom cez prítomnosť FeSiCa v obale elektród.

Literatúra uvádza nutnosť výberu tavieb, určených pre výrobu jadroviny austenitických chróm-niklových elektród./20/ Výsledky našich prác potvrdzujú túto nutnosť. Zpravidla 20-30% tavieb pre zhotovenie jadrového drôtu sa ukázalo nevhodnými pre výrobu elektród resp. zváracieho drôtu.

Mangán-chrómové austenitické ocele 17481, 17482, 17483, ako aj príslušné zvarové kovy elektród alebo zváracích drôtov majú určitý malý obsah fázy alfa. Toto množstvo, nepresahujúce cca 2,5%, je priaznivé a pomáha potlačovať tvorbu prasklín.

Vplyv dendritickej segregácie je pozorovateľný, čo potvrdzuje pozorovania Rollasona a Bystrama/21/ u chrómniklových kovov. Nevystupuje však tak výrazne. Pri zváraní v hrubých profiloch spozorovali sme sklon ku tvorbe prasklín. Podarilo sa nám však úpravou obalovej hmoty a použitím predohrevu zamedziť tvorbu prasklín.

Vplyv chemického zloženia zvarového kovu je badateľný aj u mangánchrómov ých ocelí resp. zvarových kovov. Určité vývody Hoerla a Moora /22/ sa ukázali platné aj v našom prípade: uhlík pôsobí priaznivo na potlačovanie tvorby prasklín, podobne tiež mangán, čo dokazuje aj tá

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

skutočnosť, že ocele 17481, 17482 a 17483 majú vyššiu zvariteľnosť ako chróm-niklová oceľ 16/13.

Podobne tiež dusík pomáha potlačovať praskavosť/23/. Síra a fosfor v mangán-chrómových zvarových kovoch tiež vyvolávajú tvorbu prasklín, avšak v menšej miere. Zatiaľ čo vo zvarových kovoch typu 16/13 CrNi sú obsahy 0,020% P a 0,015% S, považované za maximálne, je možné vo zvarových kovoch typu 17/7-10 MnCr pripustiť až 0,025% P a 0,025% S.

Na vplyv uhlíka je tiež treba sa pozerať aj cez jeho účinok na opaluvzdornosť a mechanické vlastnosti zvarového kovu. Čím je totiž jeho obsah vyšší, tým je opaluvzdornosť menšia a aj mechanické vlastnosti pri dlhodobých skúškach za tepla sú menšie.

Dokázala sa tiež platnosť Medovarových/24/ vývodov o negatívnejšom vplyve eutektika Ni-P ako Fe-P. Z toho vyplynulo obmedzenie obsahu niklu vo zvarových kovoch i jadrovinách typu MnCr na max0,20% Ni.

Kremík síce v súhlase s Campbellom a Thomasom/25/ zväčšuje zlý účinok fosforu, ale v menšej miere než u ocelí CrNi. Jeho vplyv na praskavosť sa v literatúre viaže na jeho schopnosť tvorby nízkotaviteľných filmov. Naše práce tento názor potvrdzujú. Literatúra uvádza, že čím je viacej kremíka vo zvarovom kove, tým má zvarový kov obsahovať viacej uhlíka. Toto platí aj pre zvarové kovy mangán-chrómové. Avšak podľa Carpentera a Jessena pri 0,7c% Si musel byť obsah uhlíka vo zvarovom kove rovný cca 0,20%, aby sa zabránilo prasklinám vo zvarovom kove typu 25 Cr a 20 Ni, u ocelí 17 481 nevznikli praskliny pri tomže obsahu kremíka ani pri 0,08% C: ovšem pri ešte nižších obsahoch uhlíka bola už badateľná snaha ku tvorbe prasklín.

Nepotvrdili sme si nutnosť, aby podľa literatúry pri 0,60% Si bol vo zvarovom kove obsah fosforu menší ako 0,016% k zabráneniu praskavosti /zvarový kov 0,13 C, 25% Cr, 20% Ni/.Pri tomto obsahu kremíka sa u našich zvarových kovoch praskliny neobjavili ani pri 0,025% P/zvarový kov 0,12% C, 15% Mn, 7% Cr,0,8% Nb+Ta/.

Niob je vo zvarových kovoch austenitických prídavných materiálov prítomný ako stabilizátor. Je považovaný za príčinu praskavosti vo zvarových kovoch CrNi, ak je prítomný v rozmedzí 0,30-0,70% Nb+Ta. Literatúra uvádza viaceré názory o podstate vplyvu niobu na praskavosť. Napríklad praskavosť má vyvolávať eutektikum karbidu niobu/26/, karbonitrid niobu, fáza Fi/$Fe_4Nb_5Si_6$/ atď. Zdá sa nám správnym názor Medovara/27/, že mikrotrhliny spôsobuje prítomnosť komplexných silicidov FeNb

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

a prípadne aj Ni a to aj vo zvaroch mangán-chrómových. Vplyv niobu je však u austenitických mangán-chrómových zvarových kovov značne slabší.

Nepotvrdili sme si totiž existenciu už spomenutého nebezpečného rozmedzia obsahu niobu medzi cca 0,30-0,70% Nb, platného pre zvarové kovy typu CrNi/28/.

V literatúre /29/ sa pripisuje značný vplyv na praskavosť zvarových kovov pomeru Nb/Si pri chróm-niklových austenitických zvarových kovoch. Ako Rollason a Bystram/30/ uvádzajú je treba aby pri raste pomeru Nb/Si zároveň rástol aj pomer C/Si, čím sa zabráni tvorbe prasklín. Toto pravidlo platí aj pre zvarové kovy mangán-chrómové, avšak nie tak vypuklo.

Síra je aj tu neželateľná a to z tých istých príčin, ako u zvarových kovov typu CrNi. Avšak vzhľadom na to, že tu prakticky niet niklu a teda možnosti tvorby eutektika Ni-S, je jej vplyv o niečo menší. Zatiaľ čo niektorí autori/38,39/ žiadajú pre zvarové kovy chróm-niklové obsahy síry menšie ako 0,010%.Naše skúšky ukázali, že v mangán-chrómových austenitických zvarových kovoch ani obsahy síry, 0,025% nevyvolali tvorbu prasklín. Možno to pripísať tomu, že predmetné zvarové kovy obsahujú vysoký obsah mangánu a preto bude tvorba oxysulfidov, ktoré sú nebezpečnejšie, značne menšia.

Fáza sigma existuje v štruktúre mangán-chrómových ocelí austenitických a vyvodzuje tam ten istý vplyv na mechanické vlastnosti aký poznáme v oceliach chróm-niklových napríklad typu 16/13 a pod. Vo zvarových kovoch MnCr 17/7 - 10 sa tvorí prednostne pri teplotách asi 800°C. Treba teda pri tepelnom spracovaní rýchle prejsť cez toto kritické pásmo teploty.

Citlivosť na vrubový účinok vykazujú aj austenitické mangán_chrómové zvarové kovy. Preto sa treba, v súhlase s literatúrou / 20 / vyvarovať technologických chýb, ktoré by mohli vyvolať vrubové účinky vo spoji. Ukázalo sa však, že austenitické mangán - chrómové ocele i zvarové kovy sú odolnejšie voči vrubovému účinku ako austenitické chróm-niklové ocele typu 16/13.

Pokiaľ je možné, treba sa vyvarovať vzniku napätí vo spojoch. V tomto ohľade je situácia rovnaká u obidvoch druhov austenitických ocelí i zvarov. U hrubostenných trub pomohol predohrev na 200°-235°C. V každom prípade máme sa snažiť zvárať kusy bez ich pevného upnutia.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Údaje literatúry o vplyve veľkosti zrna na praskavosť sú platné aj pre zváranie austenitických mangán - chrómových ocelí. Podmienky zvárania, tak ako ich uvádza početná literatúra / 31,32,33,34,35, 36/ pre zameszenie prasklinám za tepla, platia aj pre ocele 17/7-10 MnCr. Sú to:

bazický obal elektródy

výberová jadrovina pre výrobu elektród, resp. zváracích drôtov použitie čo najmenšieho priemeru elektródy resp. zváracích drôtov.

pokiaľ možno veľká rýchlosť zvárania

pokiaľ možno malé zváracie prúdy

pokiaľ možno korene prevárať pod ochranou argonu

správne prevarenie koreňa

varenie krátkým oblúkom

prekovávanie zvarov u väčších zvarencov

vysekávanie kráterov húsenic

prvidelný tvar húseníc

vysekávanie nerovností na povrchu zvarov

použitie zváračov najlepších kvalít.

Podľa výsledkov našich prác dodáme ešte toto:

austenitizačné vyžíhanie austenitických mangán - chrómových spojov /37,38/, čo potlačuje tvorbu prasklín za prevádzkových teplot počas exploatácie.

P r í d a v n é m a t e r i á l y p r e z v á r a n i e o c e l í 17481,17482 a 17483.

Výsledkom výskumu zvariteľnosti predmetných ocelí sú naše elektródy respektíve zváracie drôty podľa tabuľky číslo 3. Tabuľka obsahuje všeobecný popis, stredné chemické zloženie zvarového kovu a jeho minimálne požadované mechanické vlastnosti. Prirodzene, stredné mechanické vlastnosti kovov sú pozorovateľne vyššie.

Porovnáním hodnôt, najmä pre mechanické vlastnosti, znova si potvrdíme relatívne menšiu zvariteľnosť ocele 17482. Ďalej pozorujeme, že zvarové kovy zváracích drôtov vykazujú vyššie hodnoty pre ťažnosť, kontrakciu, ako odpovedajúce zvarové kovy elektród. Toto zistenie je v súlade s odbornou literatúrou. Obal elektródy zanechává totiž vo zvarovom kove určité množstvo vmestkov, čo pri použití zvárania pod ochranou argonarku prakticky odpadá.

9x

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Pri elektróde i pri zváracom drôte sa vyskytuje veľký prepal mangánu, kremíku, niobu i titanu. Ovšem pri elektróde máme možnosť straty prepalom na mangáne a kremíku kompenzovať prísadením príslušných kových, alebo ferrozliatinových práškov do obalu. Preto v tabuľke čísle 3., elektródy vykazujú vyšší obsah mangánu a kremíku ako zváracie droty. Obsahy kremíku sú vo zrovnaní s údajmi literatúry v našich zvarových kovoch značne vyššie. Majú za účel udržať opaluvzdornosť zvarových kovov na úrovni základného materiálu.

Ako elektródy, tak aj zváracie drôty majú dobré operatívne vlastnosti. Spoje na prehrievačových trubkách zvarené v montážnych polohách ako aj spoje hrubostenných parovodných trubiek, zvarené predmetnými prídabnými materiálami vykázali pri skúškach neprítomnosť prasklín a vyhovujúce mechanické vlastnosti.

93

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Tabuľka č. 3

Elektródy a zváracie dróty pre zváranie ocelí 17481, 17482 a 17483.

Vlastnosť		17481 Elektróda	17481 Zvár. drôt	17482 Elektróda	17482 Zvár. drôt	17483 Elektróda	17483 Zvár. drôt
Názov		VÚS-EA 3	C	VÚS-EA4	V	VÚS/EA5	C
Spôsob legovania		jadrom	drôtom	jadrom	drôtom	jadrom	drôtom
Obal		bazický	-	bazický	-	bazický	-
Priemery príd. materiálu Ø mm		2,2,5,3,15,4	2,5 3,15	2 2,5 3,15 4	2 2,5 3,15	2 2,5 3, 15 4	2,5 3,15
Zvárací prúd		=,+	=,-	=,+	=,-	=,+	=,-
Predsúšacia teplota °C		200-350		300-350		300-350	
Stredné chemické zloženie zvarového kovu v %	C	0,12	0,06	0,12	0,06	0,12	0,06
	Mn	15,00	14,5	16,0	14,5	16,0	14,5
	Si	0,50	0,30	0,60	0,30	0,50	0,30
	P max	0,030	0,030	0,030	0,030	0,030	0,030
	S max	0,020	0,020	0,020	0,020	0,020	0,020
	Cr	8,0	8,0	10,0	10,0	8,0	8,0
	V	-	-	0,55	0,50	0,50	0,50
	Mo	0,65	0,45	-	-	0,65	0,45
	Nb+ Ta	0,80	0,70	0,75	0,65	0,75	0,75
	Ni max	0,20	0,20	0,20	0,20	0,20	0,20
Minimálne mechanické vlastnosti zvarového kovu, austenitizačne vyžíhaného	KT	32	30	25	25	30	30
	PT	60	60	60	60	60	60
	TPt10^4	min.3	min.3	min.5	min.5	min.6,6	min.6,6
	kg/mm^2	18	22	15	18	22	22
		25	25	15	25	30	30
		5	5	6	6	6	6
	% mkg/cm^2	3,5	3,5	3,5	3,5	3,5	3,5
Austentizačná teplota	°C	1050-1075	1050-1075	1075-1100	1075-1100	1075-1100	1075-1100

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Z o z n a m l i t e r a t u r y

1. Flint G.N. Toft L.H. : Metallurgia III/1955 str.125 -129
2. Warren D.: Corrsion, 3 / 1960 / str.119 t - 130 t
3. Oznámenie VŽKG zo dňa 23.5.1955
4. Oznámenie VŽKG zo dňa 23.8.1955
5. Löbl K. a Lehký Z.: Zváračský Sborník SAV IX/4, Bratislava 1960
6. De Long W.T. a Reid H.F. : Welding Journal I/1957 str. 41 - s až 48 - s
7. Köster W.: Arch. Eisenhüttenwes., 7, 1934, str. 687 - 688
8. Schmidt M. a Legat H.: Arch.Eisenhüttenw.,10,1937 str.297 - 306
9. Marsh J. : Metall Progress, 35,1939, str.269-272
10. Beck P.: Metall Progress, 39,1941,68-70
11. Grigoriev A.T. a Kudrjavcev D.L..: Izv. Sekt. fiz.chim.anal. AN SSSR 16, vyp.2, 1946, 82-89
12. Grigoriev A.T. a Kudrjavcev D.L.: Izv.AN SSSR Otd. chim. nauk, No 2,1948, 165-173
13. Grigoriev A.T.,Kurdjavcev D.L. a Gruzdeva N.M.:Žurn.prikl.chimii, 23, vyp.6, 1950 str.566 - 574
14. Carpenter, Jessen: Welding Research Comnsil, 1947
15. Briggsf Foundry Trade Journal, 5 a 12,VIII,1943
16. Cragts, Egan, Forgeng: Trans.A.M.I.E. vol.140,1940 str.233 - 263
17. Hamilton: Trans.A.M.I.E. vol.113,1934, str.111-112
18. Perkins, Binder: Journal of Metals, 2 / 1957/
19. Post, Schoffstall, Beaver: Electric Furnace Proceedings, A.I.M.E, 1951 vol.9, str.115-133
20. Sebille J.: Revue de la Soudure str. 91 - 117
21. Rollason, Bystran: Journal Iron a. Steel Inst., 12 / 1951/
22. Hoel, Moore: Welding Journal, 10/1957/ str. 442 - 448
23. Löbl K. a Lehký Z.: Zváračský Sborník SAV IX/ 4 Bratislava 1960
24. Medovar: Svarka chromanikelevych austenitnych stalej. Mašgiz,1958 str.127-186
25. Campbell H.C, Thomas R,D: Welding Journal 1946 vol.25 str. 760s-768; disc., 1947 vol.26. str.119s - 120s
26. Avery Matthews: Trans.A.I.M.E, 1952, str.469-488
27. Medovar : Problémy dugovoj i kontaktnoj elektrosvarki
28. Medovar B.I.:Paton Commemoration Volumn, Mašgiz,1956,str.117-134

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Z o z n a m o b r á z k o v

Obr.č.1. Rez diagramom systému Fe-Cr-Mn pri 16% Mn podľa Grigorieva a Grudzeva ..... str. 15

Obr.č.2. Rez diagramom systému Fe-Cr-Mn pri 6% Mn podľa Grigorieva a Gruzdeva .....str. 16

Obr.č.3. Rez diagramom systému Fe-Cr - Mn pri 22% Mn podľa Grigorieva a Gruzdeva ..... str. 16

Z o z n a m t a b u l i e k

Tab. č.1. Chemické zloženie ocelí 17481,17482, 17483 str. 2

Tab.č. 2. Niektoré fyzikálne vlastnosti ocelí 17481, 17482,17483 v stave austenitizačne vyžíhanom str. 4

Tab.č. 3. Elektródy, resp. zváracie dróty pre zváranie ocelí 17481,17482,17483 str.12

96

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

29. Kihlgren T.E. a Lacy C.E. Welding Journal 1946 vol 25 str.769s-775s

30. Rollason E.C. a Bystram M.C.T.: I.Iron Steel Inst.1951, vol 169, str.347 - 352

31. Thomas: Metal Progress V 50, 1946, str. 474-479

32. Carpenter, Jessen: Welding Journal, V 26.12 /1947 str.707s-741s

33. Potlock: Welding Journal, 10/ 1955/

34. Muller, Bot: Welding Journal, 3 / 1953/

35. Resh, Dohna: Welding Journal, 7/ 1954/

36. Ruttmann, Baumann: Grosse Schweisstechnische Tagung, 1955

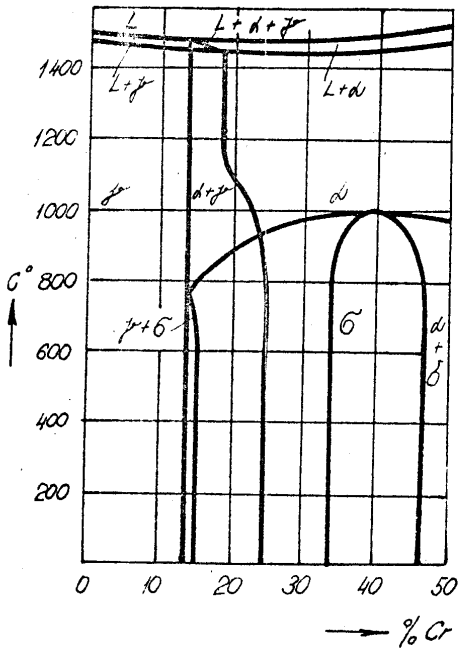
37. Horváth Š.: Elektróda na zváranie ocele MnCrTi 17/7, 1961 Výskumný ústav zváračský, Bratislava

38. Horváth Š.: Elektróda na zváranie ocele MnCrV 17/10, 1961 Výskumný ústav zváračský, Bratislava

39. Horváth Š. : Elektróda na zváranie ocele MnCrMoV 17/7, 1962 Výskumný ústav zváračský, Bratislava

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1



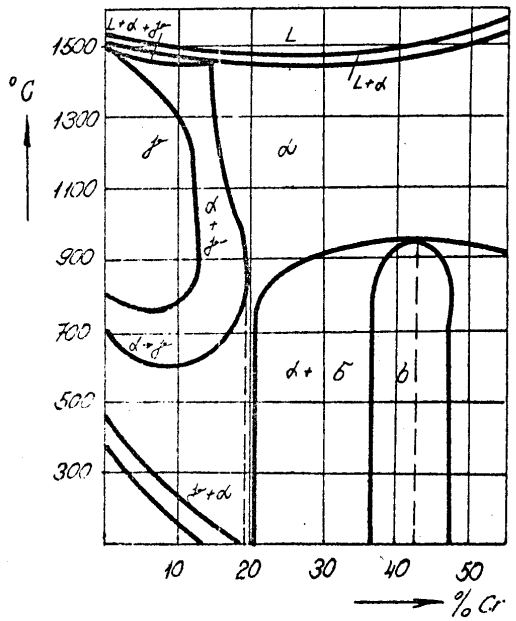
Obr.č.1.

-15-

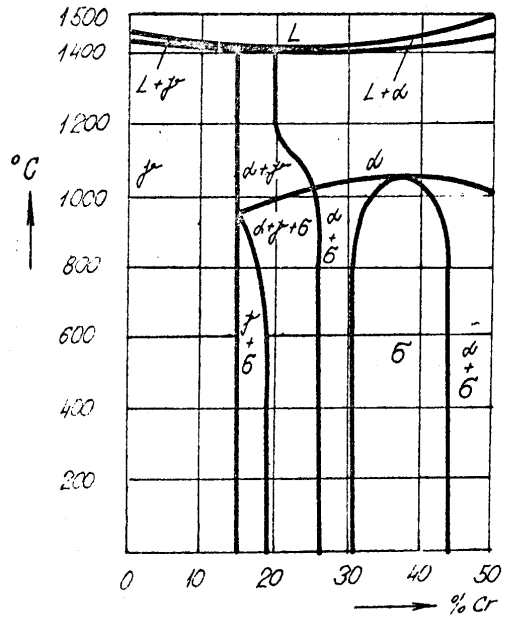
98

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1



Obr.2



Obr.3

99

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

SVAŘOVÁNÍ OCELÍ O VELKÝCH TLOUŠTKÁCH JAKOSTNÍ TŘÍDY 15.

Ing. Václav Pilous
Leninovy závody
Plzeň, ČSSR

Úvod.

Ušlechtilé žárupevné oceli jakostní třídy 15 (Cr, Mo, W, V) o velkých tloušťkách se v současné době převážně v chemickém průmyslu (kde jsou vyžadovány žárupevné hodnoty až 575°C) svařují ručně, elektrickým obloukem. I při tomto způsobu svařování se vyskytují potíže, úzce souvisící s nedostatečnou znalostí metalurgické svařitelnosti oceli jakostní třídy 15 a s nedostatečnou znalostí vlivů tepelných zásahů, vyvolaných teplem oblouku, na změnu strukturních součástek. Toto má všeobecně rozhodující vliv na mechanické vlastnosti a hodnoty vrubové houževnatosti studovaných ocelí. Při nepříznivém tepelném ovlivnění v superposici s nepříznivě rozloženým vnitřním pnutím je potom nebezpečí vzniku trhlin ve svařeném spoji.

Za těchto předpokladů jsme přistoupili v Leninových závodech v Plzni k řešení účinku tepla oblouku na mechanické vlastnosti oceli jakostních tříd 15 (vrub. houževnatost) tak, abychom z hlediska metalurgie svařování omezili jeho nepříznivý vliv a navrhli opatření (způsob tepelného zpracování), jak z hlediska mechanických hodnot dosáhnout pokud možno hodnot výchozího stavu svařovaných materiálů. Při experimentálních pracích bylo postupováno tak, aby výsledků zkoušek bylo možno použít všeobecně v rozsahu konstrukčních ocelí jakostní třídy 15. Zkoušky byly tudíž provedeny na špičkových ocelích ČSN 15320 (Lof svor - CrMoV) a 15335 (Škoda T 56 - CrWMoV). Tloušťka zkušebních desek byla 120 mm kovaný stav). Desky byly před použitím tepelně zpracovány podle norem ČSN, t.j. homogenisovány, kaleny a popou-

100

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

štěny. Chemické složení desek je na tab.1. spolu s chemickým složením svarového kovu z elektrod V Lof spec extra, použitých pro svařování.

Tepelné ovlivnění ocelí jakostních tříd 15.

Fysikálně chemické přeměny, probíhající při svařování v ovlivněných oblastech základního materiálu a ve svarovém kovu, mají podstatný vliv na jejich mechanické hodnoty, zvláště na vrubovou houževnatost. Výsledná struktura svarového kovu a ovlivněných oblastí je odvislá od výše teplotý ohřevu, od prodlevy na teplotě a úzce souvisí s rychlostí ochlazování svařeného spoje. (1). Abychom určili průběh tepelného ovlivnění základního materiálu v ovlivněných obastech a tak stanovili, v jaké vzdálenosti od přechodu se stanou ochlazovací rychlosti kritickými, měřili jsme je trojsmyčkovým oscilografem RFT v různých místech od přechodu při navařování housenky elektrodou o průměru 5 mm na desku z oceli jakostní třídy 15 (15335) o tloušťce 120 mm. Thermočlánky byly zapuštěny do hloubky 4 mm pod povrchem desky, ve vzdálenostech 8, 14 a 20 mm. Zkoušky jsme provedli za teplot předehřevu 200, 380°C a bez předehřevu. Výsledky zkoušek po zpracování jsou uvedeny v diagramu na obr.1.

Z diagramu je patrno, že tepelné ovlivnění při svařování s předehřevem 380°C je 10 mm (návar proveden zvýšeným proudem). V tomto rozsahu setrvá materiál nad předkrystalisační teplotou Ac_1 a v těchto místech lze u ocelí jakostních tříd 15 (15320 a 15335) získat strukturu bainitickou, tudíž strukturu se sníženými hodnotami plasticity (2). Se snižující se teplotou předehřevu se šířka ovlivněné zóny zmenšuje. Jak bude z dalšího patrno, může se vyskytnout v ovlivněných zónách základná martensitická struktura s nepatrnou tažností již při svařování s teplotou předehřevu, nižší než 200°C. Potom je nebezpečí výskytu trhlin, zvláště na povrchu svařených desek, kde jsou velká tahová vnitřní pnutí.

Z diagramu anisothermického rozpadu austenitu, platícího pro ocel o složení C - 0,17%, Mn - 0,34%, Si - 0,24%, Cr - 1,33%, Ni - 0,2%, Mo - 0,55%, W - 0,46%, V - 0,74%, vyplývá, že martensitická přeměna počíná za teploty 340°C a je ukončena za teplot 180 až 200°C (obr.2). Překreslíme-li z diagramu na obr. 1 ochlazovací rychlosti, souvisící s výší předehřevu 200, 380°C a se svařováním bez předehřevu, zjistíme, že čistě martensitické struktury dosáhneme pouze při svařování desek

161

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

o tloušťce 120 mm bez předehřevu. S předehřevem 200 až 380°C dosáhneme výsledné struktury bainitické. Se stoupající teplotou předehřevu se vytváří struktura feriticko-karbidická, která, jak bude uvedeno, není z hlediska hodnot vrubové houževnatosti nijak výhodná.

Stanovení kritických ochlazovacích rychlostí ocelí 15320 a 15335.

Počítáme-li ochlazovací rychlosti podle diagramu ARA (obr.2) pro případ, kdy austenit transformuje na feritickó-karbidickou strukturu (oblast feritického nosu), zjistíme, že se pohybují v oblastech nižších než 1000°C/hod. Těch ochlazovacích rychlostí je možno dosáhnout při svařování s vysokými teplotami předehřevu, po případě při svařování velkých tlouštek s předehřevem, kdy tepelná vodivost svářecího zdroje při vícevrstvovém svařování je vyšší než postačí odvést průřez svařovaného tělesa.

Abychom stanovili vlastnosti ocelí 15320 a 15335 v rozsahu ochlazovacích rychlostí, vyskytujících se při svařování za podmínek, kdy se tvoří feriticko-karbidická až martensitická struktura, provedli jsme ochlazovací zkoušky. U oceli 15320 byla volena austenitisační teplota 960°C, u oceli 15335 - 1030°C s prodlevou na teplotě po dobu 1 hodiny. Z diagramů na obr.3 a 4, vyjadřujících hodnoty vrubové houževnatosti v závislosti na ochlazovacích rychlostech, vyplývá, že kritické ochlazovací rychlosti se pohybují v rozsahu 1000 až 250°C/hod. při čemž u oceli 15320 bylo dosaženo nejnižší hodnoty vrubové houževnatosti 1,8 mkg/cm^2, u oceli 15335 hodnoty 1,2 mkg/cm^2. Výsledná struktura vzorků je feriticko-karbidická, - byl tudíž plně zasažen feritický nos diagramu ARA. Průběh hodnot vrubové houževnatosti plně odpovídá hodnotám tvrdosti, které jsou rovněž vneseny do diagramů. U oceli 15320, ochlazované rychlostí 1000°C/hod. klesla tvrdost z původních 370 H_V na 185 H_V. Podobně je tomu u oceli 15335. Pro názornost uvádíme v tab. 2 výsledky chemického rozboru isolovaných karbidů ocelí 15320 a 15335, ochlazovaných různými rychlostmi.

Je zřejmo, že v isolátu karbidických částic s klesající ochlazovací rychlostí (do 1000°C/hod.) se obsah Mo u oceli 15320, Mo a W u oceli 15335 téměř nemění, kdežto množství V a Cr s klesající ochlazovací rychlostí stoupá. Při rychlosti 1000°C/hod. je již u oceli 15320 v isolátu karbidických částic obsaženo vanadu 85%, chromu 53%, u oceli 15335 vanadu 67% a chromu 22 %.

10

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Dosáhneme-li při svařování kritických ohlazovacích rychlostí, t.j. 1000 až 250°C/hod., kdy hodnoty vrubové houževnatosti jsou velmi nízké, nastává nebezpečí vzniku trhlin. Z diagramu na obr.1,který platí pro navařování housenek na povrchu desky o tloušťce 120 mm,vyplývá, že ve vzdálenosti 8 mm od svaru, v rozmezí teplot 750 až 600°C, je při teplotě předehřevu 380°C ochlazovací rychlost cca 10 až 20.000°C/hod.,kdežto při svařování bez předehřevu je ochlazovací rychlost daleko vyšší.Tudíž ani s předehřevem na teplotu 380°C se nedosáhne při navařování housenek na povrch desky o tloušťce 120 mm ochlazovací rychlosti, kterou by se zasáhl feretický nos ARA diagramu.Jiné jsou ovšem poměry uvnitř desky při svařování v celém průřezu a při tepelném zpracování.

Abychom při svařování zabránili v přechodových oblastech a ve svarovém kovu vzniku martensitové struktury, předehříváme svařovaný předmět na teplotu počátku transformace austenitu na martensit, která u obou ocelí se pohybuje v rozsahu 380 až 400°C, podle použité metody stanovení. Jak patrno z ARA diagramu na obr. 2, stačí předehřev na teplotu 380°C. Při svařování předmětů o tloušťce 100 až 120 mm doporučujeme podle zkušeností v LZ v Plzni dobu dohřevu 2 hodiny s ochlazením v pecí, aby se částečně odbouralo vnitřní pnutí.

Pro určení nutnosti předehřevu je důležitá teplota,kdy dochází u oceli k popouštěcí křehkosti,t.j. k snížení hodnot vrubové houževnatosti základního materiálu a svarového kovu. Sklon ke křehkosti byl posuzován polohou kritických teplot nezkřehlého a zkřehlého materiálu. K určení kritické teploty byla zvolena hodnota aritmetického středu horní a dolní meze přechodové oblasti.Popouštěcí křehkost byla vyvolána dlouhodobým setrváním / 3000 hod./ na teplotě 550°C, kdy kritická teplota nezkřehlého stavu je u oceli 15 320-10°C kritická teplota po zkřehnutí je +30°C a posunutí kritických teplot je 40°C/obr.5./ U oceli 15335 je kritická teplota nezkřehlého stavu -20°C, kritická teplota po zkřehnutí je + 12°C a posunutí kritických teplot je 32 °C / obr.6./.

V obou případech jsou kritické teploty, za kterých dochází u zkušebních vzorků ke zvýšení vrubové houževnatosti oceli po zkřehnutí, vysoké a dosahují teplot normálních. Proto je třeba základní materiál při ručním svařování předehřívat na teploty, při kterých základní materiály 15320 a 15335 mají vysoké hodnoty vrubové houževnatosti a mohou plasticky vyloučit případné špičky napětí, vzniklé v přechodových oblastech během svařování.

113

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Popouštěcí teplota.

Po svařování (po rychlém ochlazení z autenitisační teploty) je výsledná struktura ocelí 15320 až 11335 martensitická až bainitická (viz obr.2) s velkým vnitřním pnutím. Je tudíž nutno svarový spoj tepelně zpracovat popouštěním.

Optimální teplota, při které je nutno svařený předmět tepelně zpracovat po svařování, byla stanovena po obě oceli popouštěcími zkouškami. Popouštěcí zkoušky jsme provedli po kalení základních materiálů z teploty 960°C - ocel 15320 a 1030°C - ocel 15335. Tělíska byla popouštěna v rozsahu teplot 620 až 770°C s prodlevou 6 hodin s ochlazením na vzduchu. Průběh křivek vrubové houževnatosti a tvrdosti ve vztahu k popouštěcí teplotě je pro ocel 15320 znázorněn na obr. 7, pro ocel 15335 na obr.8.

Z průběhů křivek popouštěcích zkoušek oceli 15320 je patrno, že optimálních hodnot vrubové houževnatosti a tvrdosti dosáhneme popouštění za teplot 690 až 700°C, u ocelí 15335 za teplot vyšších a to 720 až 750°C. Isolací a rozborem karbidických součástek bylo stanoveno, že u oceli 15320 je po popouštění na teplotu 690°C po dobu 6 hodin vázáno 76% V na karbidy, u oceli 15335 je po popouštění na teplotu 750°C vázáno téměř 80% V na karbidy. Výsledky rozboru isolovaných karbidických součástek obou ocelí jsou na tab.3.

Pro úplnost byly popouštěcí zkoušky doplněny studiem o způsobu ochlazování po popouštění (pec - vzduch). Ochlazování v peci je zvlášť důležité u svařenců o největších tloušťkách, kdy po ochlazování v peci docílíme menších hodnot zbytkových napětí v porovnání se svařenci, ochlazovanými na vzduchu. Toto je zvlášť důležité, protože ve svarovém spoji o velké tloušťce působí v povrchových zónách svaru tahová napětí, velmi nepříznivá z hlediska namáhání na únavu. Z průběhu křivek vrubových houževnatostí, znázorněných v závislosti na popouštěcích teplotách (6 hodin, vzduch - pec) pro ocel 15320 na obr. 9, pro ocel 15335 na obr. 10, je patrno, že lze v zásadě u obou ocelí dosáhnout velmi příznivých hodnot i po ochlazení v peci, ovšem pouze v těch případech, nepřestoupíme-li při ohřevu předkrystalisační teplotu A_1. Potom hodnoty vrubové houževnatosti po ochlazení se snižují následkem feriticko-karbidické struktury, vzniklé transformací austenitu. Při rychlém ochlazení se tvoří transformací austenitu zákalná struktura.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Svařování desek o tloušťce 120 mm z ocelí 15320 až 15335.

Na základě výsledků, dosažených v experimentální studii metalurgické svařitelnosti oceli 15320 a 15335, byly svařeny desky o tloušťce 120 mm za předehřevu 380°C. Před svařováním prodělal materiál úplné tepelné zpracování, t.j. homogenisaci, kalení a popouštění podle předpisu :

	15320	15335
homogenisace	950°C/4 hod/vzduch	1050°C/3 hod/vzduch
kalení	900°C/4 hod/olej	1000°C/2 hod/olej
popouštění	690-700°C/6 hod/vzduch	700-720°C/6 hod/vzduch

Poněvadž jde o tloušťky 120 mm, ochlazujeme desky po kalení v oleji. Dosáhneme tak uvnitř desky o tloušťce 120 mm vyšší ochlazovací rychlosti než 1000°C/hod a výsledná struktura po kalení je bainitická. Bainitická struktura transformuje během popouštění na sorbitickou s vlastnostmi, zvlášť vhodnými pro svařování.

Tepelně zpracované desky o rozměrech 120 x 600 x 250 mm byly opatřeny úkosy na straně 120 x 600 mm podle obr.11. V obou případech byly desky svařovány elektrodami V Lof spec extra o složení svarového kovu, uvedeném na tab.1. Před svařováním byly elektrody přesušeny za teploty 300°C po dobu 6 hodin (3).

Desky byly svařeny v sestehovaném stavu za předehřevu 380°C. Dovolený rozsah teplot předehřevu při svařování byl 350 až 400°C. Pro svařování kořenových housenek bylo použito elektrod o průměru 3,15 a 4 mm, pro svařování výplňového svaru elektrod o průměru 5 mm, kdy bylo svařováno proudem 220 až 240 A. Desky jsme svařovali střídavě s každé strany, aby se předešlo deformaci, bez mezižíhání. Po svaření byly ponechány na teplotě předehřevu 380°C po dobu 3 hodin s pozvolným ochlazením v peci. Postup svařování byl týž u materiálů 15320 i 15335.

Svařené desky byly rozřezány na 2 díly po 250 mm se zbytkem 100 mm uprostřed. Prostřední díl o šířce 100 mm byl ponechán bez tepelného zpracování, krajní díly byly popouštěny nebo úplně tepelně zpracovány podle předpisu :

	15320	15335
1) Úplné tep.zpracování:		
	950°C/4 hod/vzduch	1050°C/3 hod/vzduch
	900°C/4 hod/olej	1000°C/2 hod/olej
	700°C/6 hod/vzduch	720°C/6 hod/vzduch

105

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

2) Popouštění: 700°C/6 hod/vzduch 720°C/6 hod/vzduch

Svařené desky byly tepelně zpracovány do 24 hod. po ochlazení z teploty předehřevu na teplotu okolí. Způsob ohřevu na teploty byl proveden podle praxe Lominových závodů, t.j. ohřev rychlostí 30 až 50°C/hod, s prodlevami, aby se vyrovnaly teploty v celém průřezu vzorku.

Mechanické zkoušky.

Ze svařených desek, tepelně zpracovaných popouštěním a zušlechtěním, byla odebrána tělíska pro tahové zkoušky základního materiálu, ovlivněných zón, svarového kovu a svarového spoje, vzorky pro zkoušky lámavosti, vzorky pro chemickou analysu a pro stanovení hodnot meze pevnosti při tečení za pracovní teploty 550°C. Zvláště pečlivě byla odebrána tělíska pro stanovení hodnot vrubové houževnatosti, jež byla rozmístěna podle přímé (úplné) zkoušky svařitelnosti VÚS 2S. Rovněž byly odebrány vzorky z celého průřezu pro metalografické šetření a měření tvrdosti svařeného spoje. Vzorky pro stanovení hodnot vrubové houževnatosti byly odebrány z obou stran svařené desky tak, abychom stanovili hodnoty z povrchové zóny svařené desky, kde ochlazovací rychlost je vyšší a uvnitř desky (45 mm pod povrchem), kde předpokládáme sníženou ochlazovací rychlost a tím větší možnost výskytu míst se sníženými hodnotami vrubové houževnatosti.

Výsledky pevnostních zkoušek po tepelném zpracování desek, svařených elektrodami V Loř spec extra, jsou uvedeny na obr.12 - ocel 15320 a obr.13 - ocel 15335. Z průběhů křivek na obr.12 je patrno, že po popouštění svařeného spoje oceli 15320 není podstatných rozdílů v hodnotách pevnosti (68,5 až 70 kg/mm^2) základního materiálu a ovlivněných oblastí. Pevnost svarového kovu je 64 kg/mm^2, svařeného spoje 68,5 kg/mm^2. Mez průtažnosti základního materiálu 15320 a ovlivněných zón je 58 kg/mm^2, svarového kovu 55 kg/mm^2. Tažnost se pohybuje v rozsahu 19,5 až 25%. Po úplném tepelném zpracování jsou pevnostní hodnoty základního materiálu 15320 v porovnání se stavem po popouštění obdobné. Pevnost a mez průtažnosti svarového kovu je nižší (mez pevnosti 66,5 kg/mm^2, mez průtažnosti 53,8 kg/mm^2). Tažnost se pohybuje v rozsahu 20 až 23%.

U oceli 15335 bylo dosaženo po popouštění i po úplném tepelném zpracování poněkud vyšších hodnot pevnosti a meze průtažnosti, pokud

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

tyto byly stanoveny na základních materiálech nebo na svařeném spoji (viz obr.13). Hodnoty svarového kovu jsou obdobné jako u oceli 15320.

Porovnáme-li diagramy na obrázcích 12 a 13, můžeme usoudit, že u základních materiálů a v ovlivněných zónách lze zajistit pevnost 65 kg/mm^2 a mez průtažnosti 55 kg/mm^2 při minimální tažnosti 20%. Obdobně je tomu u svařeného spoje. Hodnoty meze průtažnosti a pevnosti svarového kovu z elektrody V Lof spec extra jsou nižší. Pevnost 64 kg/mm^2, mez průtažnosti 53,5 kg/mm^2. Pevnost a mez průtažnosti základních materiálů a tím i svarových spojů, je možno zvýšit snížením popouštěcí teploty na úkor hodnot vrubové houževnatosti a tažnosti, jak je schematicky patrno z obr.14, kde je znázorněn průběh pevnostních hodnot materiálů 15320 a 15335 v závislosti na popouštěcích teplotách 620 až 720°C.

Velmi podrobně byly určovány hodnoty vrubové houževnatosti u svařených spojů popouštěných, úplně tepelně zpracovaných a spojů bez tepelného zpracování. Svarový spoj byl vyhodnocen ve dvou pásmech. Průběh hodnot vrubových houževnatostí svarových spojů ocelí 15320 a 15335 v závislosti na tepelném zpracování je na obrázcích 15 až 17 ocel 15320, a 18 až 20 pro ocel 15335. Diagramy na obr.15 a 18 jsou doplněny průběhem hodnot tvrdostí podle Vickerse, jež byly stanoveny ve vzdálenostech po 0,5 mm.

Z diagramů, vyjadřujících hodnoty svarového spoje, který nebyl tepelně zpracován (obr.15 - ocel 15320, obr.19 - ocel 15335), je zřejmo, že vrubová houževnatost ve vzdálenostech 12 až 20 mm od přechodu se podstatně snížila ve vnitřních částech desky, a to u oceli 15320 na 2,1 mkg/cm^2, u oceli 15335 na 1 mkg/cm^2. Tělíska, umístěná blízko povrchu desky, mají vrubovou houževnatost vyšší a to u oceli 15320 minimálně 4,9 mkg/cm^2, u oceli 15335 min. 3 mkg/cm^2. Uvažujeme-li diagram ochlazovacích rychlostí (obr.1), stanovíme, že ve vzdálenosti 14 až 20 mm setrvají oceli v rozsahu teplot 600 až 500°C, t.j. v rozsahu teplot pod Ac_1. Protože lze předpokládat, že tepelné poměry uvnitř desky o tloušťce 120 mm budou zcela jiné, provedli jsme měření teplot tak, že jsme umístili thermočlánky do hloubky 45 mm, odkud byla odebrána tělíska vrubových houževnatostí. Vzdálenost thermočlánku od přechodu byla 12 a 20 mm, tudíž byly umístěny v místech, kde byla stanovena nejnižší vrubová houževnatost. Měřením, jehož výsledky jsou zakresleny v levé části diagramu na obr.1, jsme zjistili,

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

že přechodové (ovlivněné) zóny dosahují v těchto vzdálenostech při svařování s předehřevem 380°C teplot vyšších než předkrystalisační Ac_1. V rozsahu teplot Ac_1 až Ac_3 je výsledná struktura dvojfázová austeniticko-feritická. V ovlivněných zónách, kde bylo dosaženo vyšší teploty než Ac_1, vrubová houževnatost závisí pak na ochlazovacích rychlostech. Je-li ochlazovací rychlost kritická, t.j. v rozsahu rychlostí 1000 až 250°C/hod, potom pokles hodnot vrubových houževnatostí v ovlivněných oblastech je podstatný. U oceli 15335 poklesla vrubová houževnatost až na 1 mkg/cm^2. Blíže ke svaru jsou ochlazovací rychlosti nižší než kritické, vrubová houževnatost opět stoupá. Toto je v souladu s křivkami tvrdosti.

U povrchu desky, kde ochlazovací rychlosti jsou vyšší v důsledku odvádění tepla z povrchu desky, nebylo dosaženo kritických ochlazovacích rychlostí a hodnoty vrubové houževnatosti jsou vyšší. Přesahují 3 mkg/cm^2 i v oblastech, kde je tvrdost vyšší než 300 H_V. V místech uvnitř desky, kde je vrubová houževnatost nízká, je tvrdost rovněž vyšší než 220 až 240 H_V.

Po popouštění za teplot 730°C se hodnoty vrubové houževnatosti zvyšují, avšak v oblastech, které byly zahřáty během svařování na teplotu vyšší než předkrystalisační Ac_1 a ochlazeny v rozsahu kritických ochlazovacích rychlostí, zvýšily se hodnoty vrubové houževnatosti u oceli 15320 jen na 3,8 mkg/cm^2, u oceli 15335 na 4,8 mkg/cm^2, při čemž jejich průběh je nerovnoměrný. Po úplném tepelném zpracování bylo v obou případech dosaženo minimálních hodnot vrubových houževnatostí, vyšších než 5,0 mkg/cm^2, v poměrně rovnoměrném průběhu, při tvrdosti 220 až 250 H_V v obou pásmech.

Protože svařované konstrukce z ušlechtilých ocelí 15320 a 15335 pracují v mnoha případech za teplot 550°C, stanovili jsme hodnoty meze tečení svařeného spoje za této teploty po zušlechtění (úplném tepelném zpracování), které považujeme za nejdůležitější. Hodnoty byly stanoveny na tyčích o průměru 10 mm, při čemž nejdelší měřený čas do zlomu byl 5.400 hodin. Extrapolací naměřených hodnot jsme stanovili mez pevnosti při tečení za teploty 550°C pro 1.10^3 až 1.10^5 hodin, při čemž je možno spolehlivě uvažovat hodnoty do 1.10^4 hodin. Hodnoty jsou přehledně uvedeny v tab.4, kde pro porovnání jsou též vneseny hodnoty základních materiálů 15320 a 15335. V porovnání s hodnotami základních materiálů lze usoudit, že pokles meze pevnosti

108

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

při tečení za teploty 550°C není vyšší než 30%. Z části lze zvýšit hodnotu meze pevnosti ohřevem na nižší popouštěcí teploty, nebo použitím svarového kovu s vyšším obsahem Mo, t.j. elektrod V Lof svor (5).

Rozbor výsledků.

Z výsledků zkoušek, uvedených v předcházejících kapitolách, pojednávajících o svařitelnosti ocelí řady 15 (15320 a 15335), je zřejmo, že hodnoty vrubové houževnatosti spojů, které nebyly tepelně zpracovány, se v důsledku svařování podstatně snížily v ovlivněných oblastech uprostřed desky. Z měření ochlazovacích rychlostí při svařování v místech se sníženými hodnotami vrubové houževnatosti lze usoudit, že pokles hodnot byl způsoben pomalým ochlazováním ovlivněných zón, ohřátých na teploty vyšší než překrystalisační teplotu Ac_1. Měřením bylo stanoveno, že tyto kritické ochlazovací rychlosti jsou v rozsahu 1000 až 250°C/hod. Při svařování desek o tloušťce 120 mm je kupř. kritické ochlazovací rychlosti dosaženo v hloubce 45 mm ve vzdálenostech 12 až 20 mm od přechodu. V těchto místech se po ochlazení podstatně snížila vrubová houževnatost. Úplné rozložení kritických ochlazovacích rychlostí v celém průřezu svařeného spoje je patrno z obr. 21.

Snížení hodnot vrubových houževnatostí lze posuzovat jako důsledek precipitace (nukleace až precipitace) karbidické fáze, která určuje mechanické a fysikální vlastnosti oceli. Během ochlazování vzorků rychlostí 1000 až 250°C/hod. je plně zasažen u oceli 15320 a 15335 feritický nos křivek ARA. V rozsahu feritického nosu precipitují karbidy legujících prvků, zvláště chromu a vanadu. Chemickou analysou isolátu jsme stanovili, že množství vanadu, vázaného na karbidy, po ochlazení vzorku rychlostí 250°C/hod. se zvětšilo jen nepatrně. Teprve po ochlazení vzorků rychlostí 20°C probíhá koagulace vyloučeného karbidického precipitátu za současného poklesu tvrdosti. Při tom se zvyšují hodnoty vrubových houževnatostí.

Metalografické snímky ovlivněného pásma oceli 15320, ochlazeného rychlostí cca 250°C/hod, je na obr. 22, při velkém zvětšení na obr. 23. Ze snímků je zřejmo, že byl při ohřevu zasažen feritický nos ARA diagramu. Struktura je feriticko karbidická s nepravidelně rozloženými feritickými ostrůvky. Na hranicích feritických ostrůvků jsou

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

nespojitě rozloženy karbidické obálky. Obdobné feriticko-karbidické struktury bylo dosaženo v ovlivněných zónách oceli 15335 (obr.24, velké zvětšení na obr.25). Rozdílní intensita v naleptání zrn je u oceli 15335 způsobena rozdílným množstvím karbidu v jednotlivých oblastech. Podobně jako v předcházejícím případě jsou ve struktuře vzorků patrny nespojité karbidické obálky. Při nižších ochlazovacích rychlostech (20°C/hod) je struktura tvořena základní feritickou hmotou, v níž jsou vyloučeny sferoidisované karbidické částice a lamelárním eutektoidem (obr.26). Lamelární eutektoid je vyloučen ve formě ostrůvků se zvláštním uspořádáním hranic (obr.27). Z obrázků 26 a 27 je zřejmo, že ochlazovací rychlost byla dostatečně malá, takže byl zasažen perlitický nos ARA diagramu (v obr.2 není značen). Vrubová houževnatost vzorku se zvýšila a dosahuje 5 až 8 mkg/cm^2.

Vznik ovlivněných pásem, ochlazovaných kritickými rychlostmi, lze podstatně potlačit svařováním bez předehřevu, kdy dosáhneme uvnitř desky vyšších ochlazovacích rychlostí. Dochází však, jak bylo ověřeno ARA diagramem, k tvorbě zákalné struktury během svařování, což je obzvláště nebezpečné při svařování kořenové části tuhého spoje. Nebezpečí tvorby trhlin ve svařeném spoji bylo rovněž potvrzeno polohou kritických teplot po zkřehnutí. Rovněž vnitřní pnutí, vnesená do svaru, jsou vysoká, je-li spoj desek o velkých tloušťkách svařován bez předehřevu. Zvláště nebezpečná je ve svařeném spoji vysoká koncentrace napětí, vznik trojosé napjatosti, vysoký stav vnitřních pnutí, kdy převládají nebezpečná tahová napětí, zvláště působí-li na povrchu desky. Rozhodli jsme se tudíž svařovat oceli jakostní třídy 15 (15320 a 15335) s předehřevem 380°C. To proto, že za teploty předehřevu 380°C neobdržíme, jak patrno z diagramu ARA (obr.2), martensitickou strukturu ve svaru a v ovlivněných oblastech. Naopak dosáhneme v místech, ochlazovaných kritickými ochlazovacími rychlostmi za teploty 380°C, dostatečně vysoké hodnoty vrubové houževnatosti (okolo 15 mkg/cm^2). Teplotu předehřevu udržujeme v intervalu teplot 350 až 400°C. Se stoupající teplotou předehřevu vzniká nebezpečí, že ovlivněná oblast se rozšíří směrem k povrchu desky, kde jsou po ochlazení značná tahová pnutí, která mohou mít za následek vznik trhlin.

Po svařování je nutno předmět tepelně zpracovat. Tepelným zpracováním (včetně popouštěním) dosáhneme podstatného zvýšení hodnot vrubové houževnatosti v zakalených oblastech, kde dochází k transformaci zákalné (bainitické) struktury na sorbitickou s vysokými hodno-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

tami plasticity a vrubové houževnatosti (7). Tepelným zpracováním podstatně odbouráme vnitřní pnutí (tahová) na povrchu desek o velkých tloušťkách. Dále z části zvýšíme vrubovou houževnatost v ovlivněných oblastech, ochlazených při svařování kritickými rychlostmi. Nejlepších výsledků dosáhneme, zpracujeme-li svařený spoj úplně, t.j. provedeme-li homogenisaci, kalení a popouštění. Kalíme-li svařený předmět v oleji, vyloučíme možnost výskytu míst, ochlazovaných kritickými rychlostmi. Potom svařený spoj dosáhne po popouštění optimálních mechanických hodnot. Doporučuje se zpracovat tepelně svařený předmět do 24 hodin po svařování (po ochlazení z teploty předehřevu).

Závěr.

Ušlechtilé žárupevné oceli jakostní třídy 15 typu CrMoV a CrMoWV (15320 a 15335) je možno s úspěchem ručně svařovat elektrickým obloukem do tloušťky 120 mm elektrodami V Loř spec extra postupem :

1) Oceli svařujeme po úplném tepelném zpracování (homogenisace, kalení, popouštění), tudíž ve stavu s vysokými plastickými a dynamickými hodnotami.
2) Vzhledem k vysokým přechodovým teplotám po zkřehnutí a k zamezení vzniku zákalné struktury v kořenových svarech během svařování svařujeme oceli 15320 a 15335 se předehřevu 380°C s 2 hodinovou prodlevou na teplotě předehřevu po svařování, s ochlazením v peci.
3) Při svařování desek o tloušťce 120 mm dosáhneme v ovlivněných zónách ve vnitřních částech svařeného spoje kritických ochlazovacích rychlostí 1000 až 250°C/hod, kdy hodnoty vrubové houževnatosti jsou velmi nízké. Teplotu předehřevu je třeba udržovat v rozsahu 350 až 400°C, nikoliv vyšším, jinak je nebezpečí rozšíření ovlivněných zón s nízkou vrubovou houževnatostí směrem k povrchu desky, kde jsou značná tahová pnutí a tudíž po ochlazení nastává nebezpečí vzniku trhlin.
4) Svařený předmět budiž (prakse LZ v Plzni) do 24 hodin po svařování tepelně zpracován podle předpisu :

	15320		15335	
Homogenisace	950°C (4 hod)	vzduch	1050°C (3 hod)	vzduch
Kalení	900 4 hod	olej	1000 2 hod	olej
Popouštění	700 6 hod	vzduch	720 6 hod	vzduch

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Úplným tepelným zpracováním dosáhneme vyhovujících mechanických hodnot v celém průřezu svaru, tudíž i v místech, kde bylo během svařování dosaženo kritických ochlazovacích rychlostí. Ochlazujeme-li svařený spoj po popouštění v peci, dosáhneme minimálních pnutí uvnitř i na povrchu spoje.

Není-li možno provést úplné tepelné zpracování, je bezpodmínečně nutno svařený spoj popouštět. V zakalených oblastech dosáhneme po popouštění podstatného zvýšení hodnot vrubové houževnatosti, kdežto v oblastech uvnitř spoje, ochlazovaných kritickými rychlostmi, je zvýšení hodnot vrubové houževnatosti jen částečné.

Použitá literatura:

1) Rykalin V. : Raščety teplovych processov pri svarke.
Mašgiz, Moskva 1951.

2) Pokorný R. : Vlastnosti žárupevných ocelí typu CrMoWV.
Technicko-informační zpráva LZ Plzeň, TIZ 568.

3) Pilous V. : Svařitelnost oceli T 56.
Technicko-informační zpráva LZ Plzeň, TIZ 589.

4) Němec Jar. : Tuhost a pevnost ocelových částí.
ČAV Praha 1961.

5) Vintr J. - Pospíšil F. : Zváračský sborník X, 1961, č.4
str. 479-495

6) Herden G. : Schweißen und Schneidtechnik
VEB Verlag - Halle (Saale) 1960

7) Molčanova I.G. : Svarka - Sbornik stalej.
Sudprom - giz 1958.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

	C	Mn	Si	Cr	Mo	W	V	Ni	P	S
15320 - směrné složení	0,20 0,28	0,40 0,80	max 0,35	1,10 1,40	0,55 0,75		0,10		max 0,04	max 0,04
15320 - provozní tavba	0,20	0,53	0,23	1,23	0,57	-	0,29	0,09	0,019	0,013
15335 - směrné složení	0,20 0,27	0,25 0,50	0,25 0,50	1,00 1,50	0,45 0,65	0,40 0,70	0,65 0,85	max 0,30	max 0,035	max 0,035
15335 - provozní tavba	0,25	0,41	0,45	1,33	0,61	0,54	0,84	0,12	0,005	0,027
Svarový kov z elektrody V Lof spec extra	0,09	0,54	0,21	0,44	1,14	-	0,29	-	0,023	0,030

Tab. 1. Chemické složení oceli 15320 a 15335 a svarového kovu u elektrod V Lof spec extra.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Ochlazovací rychlost °C/hod.	ČSN 15320			ČSN 15335			
	Cr	Mo	V	Cr	Mo	W	V
450.000 (voda)	0,01	0,11	0,03	0,02	0,10	0,29	0,04
15.000	0,012	0,10	0,05	0,015	0,10	0,20	0,08
5.000	0,012	0,10	0,05	0,03	0,10	0,29	0,08
1.000	0,4	0,12	0,24	0,3	0,10	0,26	0,56
250	0,42	0,12	0,26	0,33	0,12	0,29	0,62
20	0,41	0,11	0,26	0,33	0,12	0,29	0,61

Tab. 2. Výsledky chemického rozboru isolovaných karbidů ocelí 15320 a 15335.

Ocel	Popouštěcí teplota	Cr	Mo	W	V
15320	690°C/5 hod / vzduch	0,10	0,10	-	0,22
15335	750°C/5 hod / vzduch	0,16	0,18	0,28	0,67

Tab. 3. Výsledky rozboru isolovaných karbidů ocelí 15320 a 15335 po popouštění.

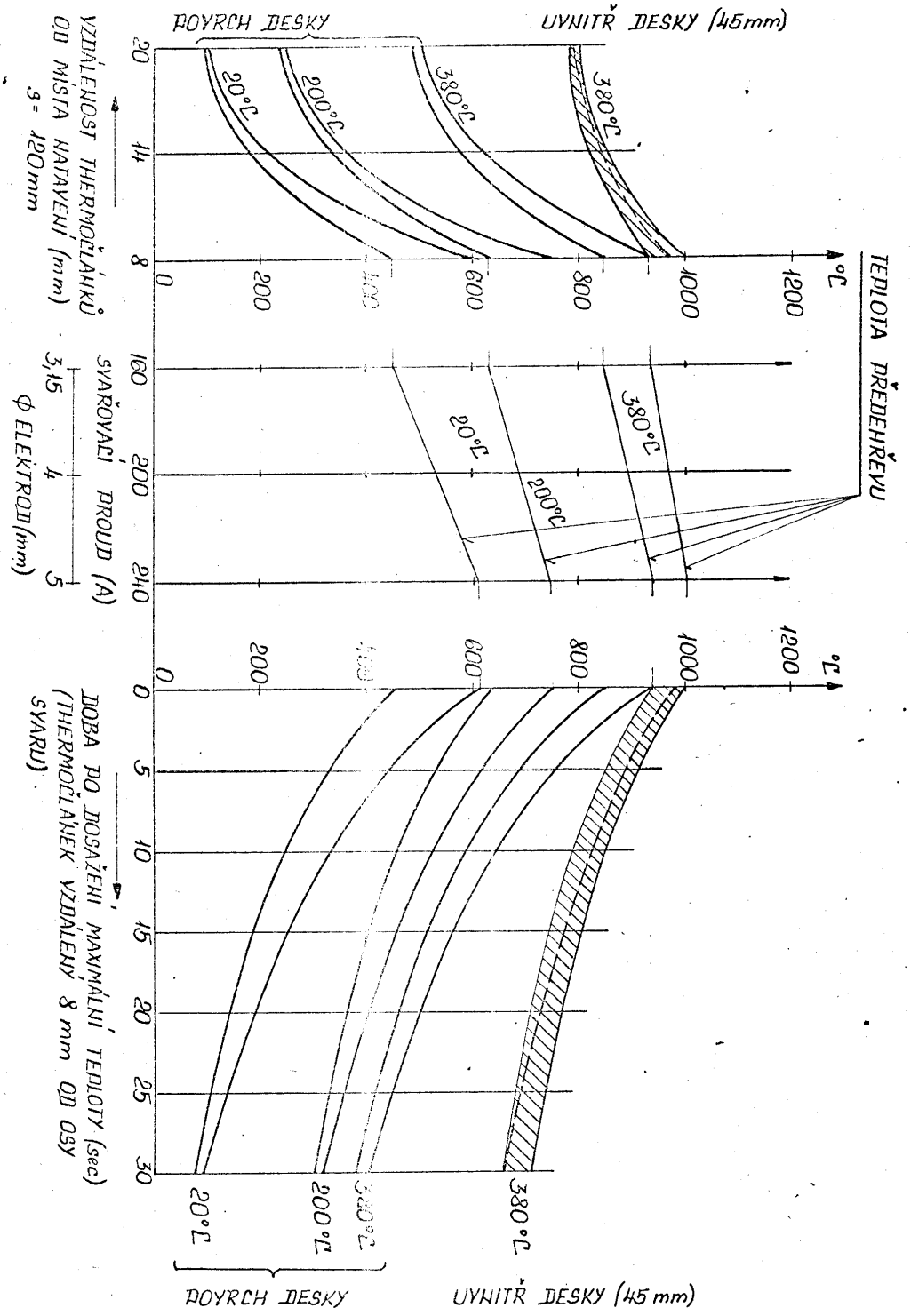
	Mez pevnosti při tečení za 550°C		
	10^3 hod	10^4 hod	10^5 hod
Základní materiál 15320 podle normy ČSN		22	12
Základní materiál 15335 podle normy ČSN	33	23	15
Svarový spoj - ocel 15320	20,6	15	(10,3)
Svarový spoj - ocel 15335	22,8	17	(11,8)
Svarový kov z elektrody V Lof spec extra x/	20,1	13,6	(8,8)

x/ Svarový kov byl odebrán ze svařeného spoje oceli 15320.

Tab. 4. Hodnoty meze pevnosti při tečení za teploty 550°C.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

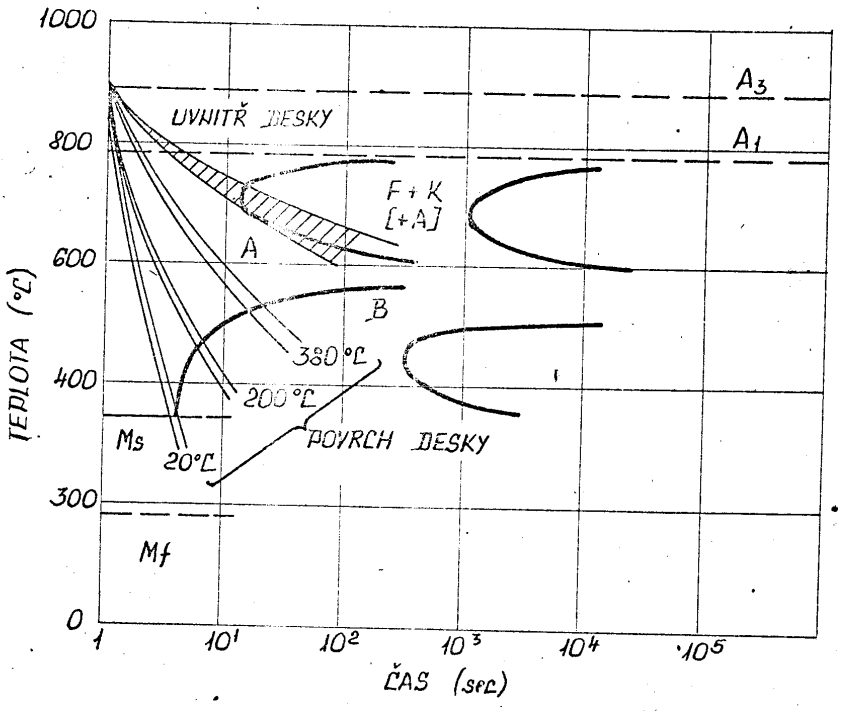
Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1



Obr. 1. Teplotní ovlivnění desky z oceli 15335 o tloušťce 120 mm.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1



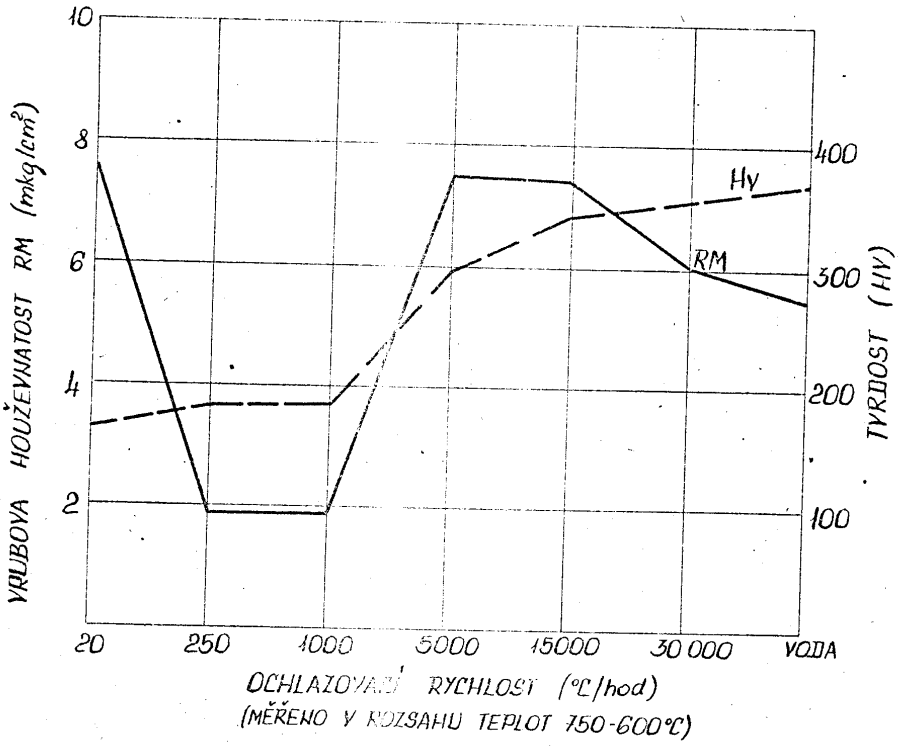
Obr. 2. Diagram anizotermického rozpadu austenitu oceli o složení: C=0,17%, Mn=0,34%, Si=0,24%, Cr=1,33%, Ni=0,2%, Mo=0,55%, W=0,46%, V=0,74%.

Austenitisačníteplota 1030°C

116

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

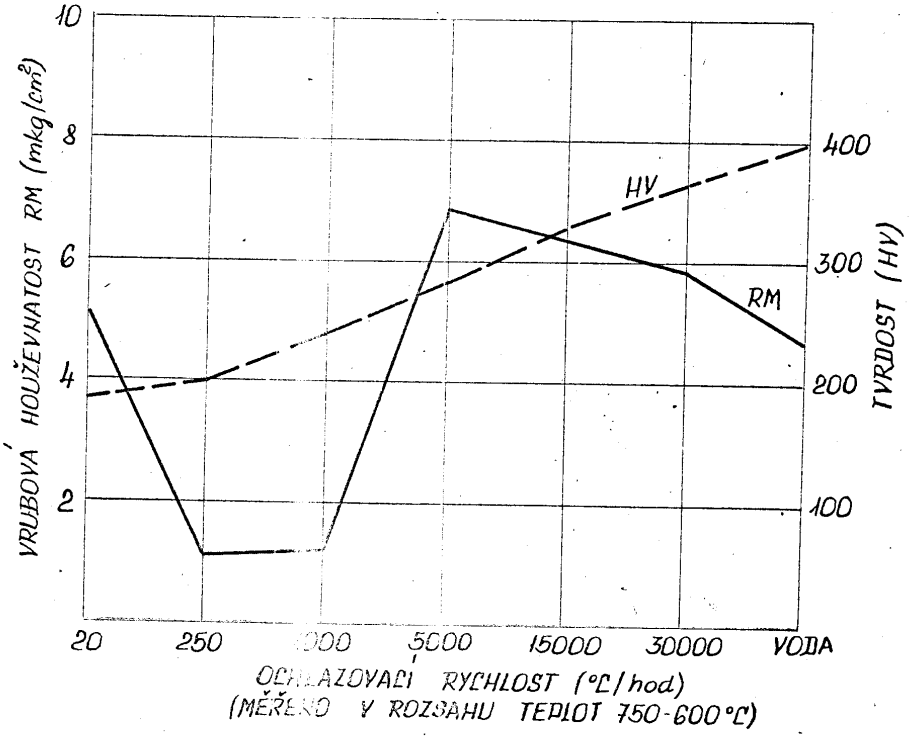


Obr. 3. Průběh křivek tvrdosti a vrubové houževnatosti základního materiálu 15320 v závislosti na ochlazovací rychlosti.

117

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

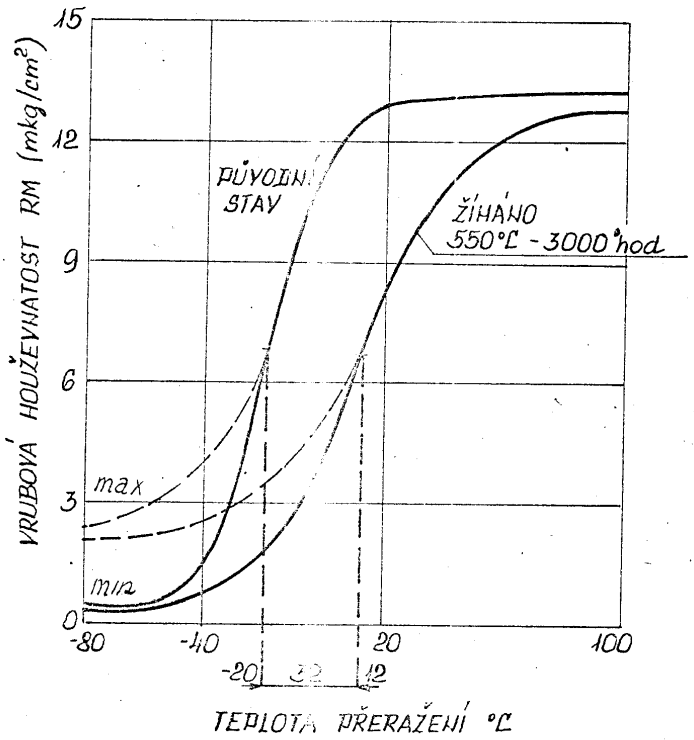
Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1



Obr. 4. Průběh křivek tvrdosti a vrubové houževnatosti základního materiálu 15335 v závislosti na ochlazovací rychlosti.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

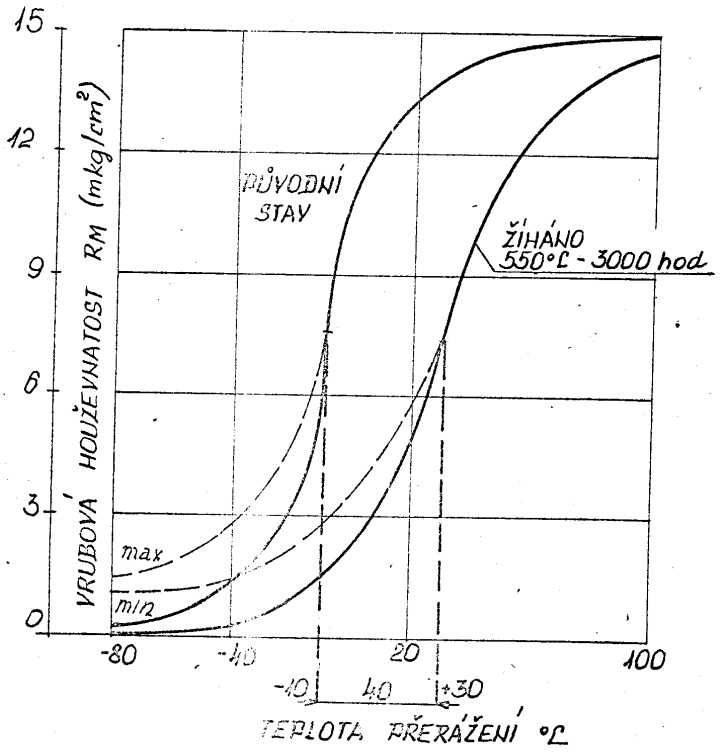
Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1



Obr. 5. Stanovení kritických teplot a jejich posunů oceli 15320.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

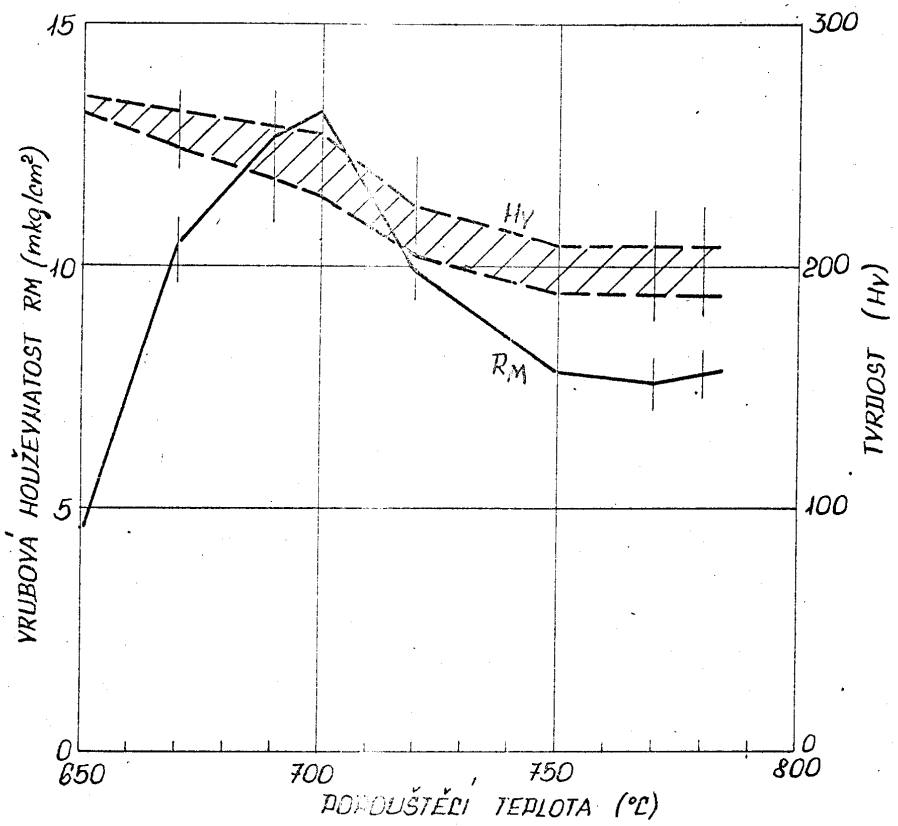


Obr. 6. Stanovení kritických teplot a jejich posunů oceli 15335.

120

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

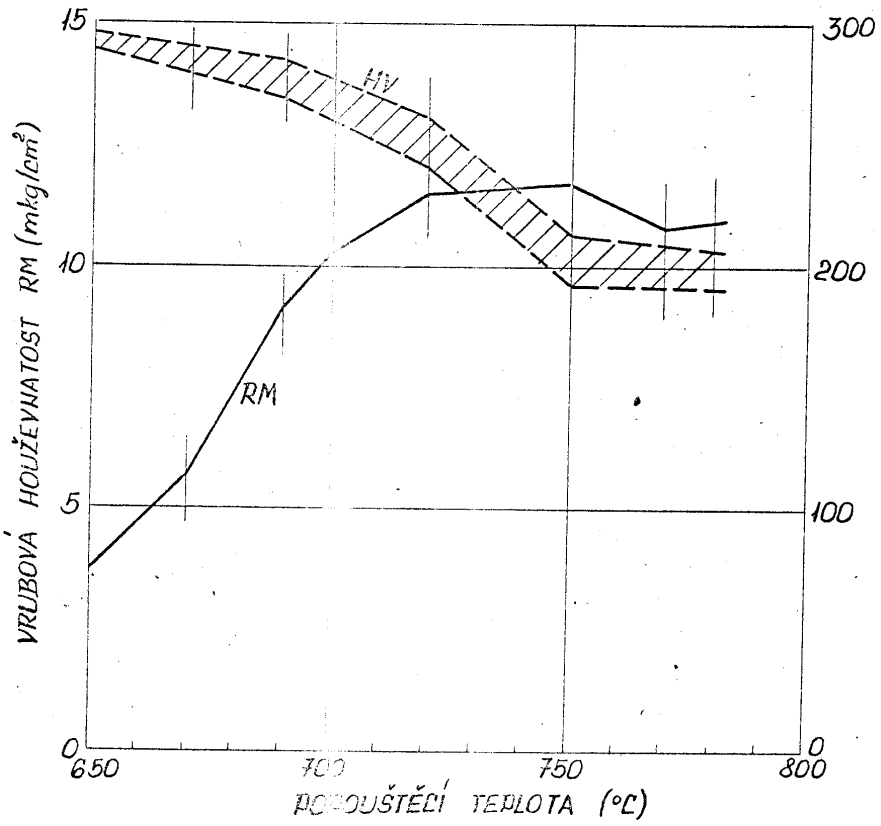
Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1



Obr. 7. Průběh křivek tvrdosti a vrubové houževnatosti ve vztahu k popouštěcí teplotě oceli 15320.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

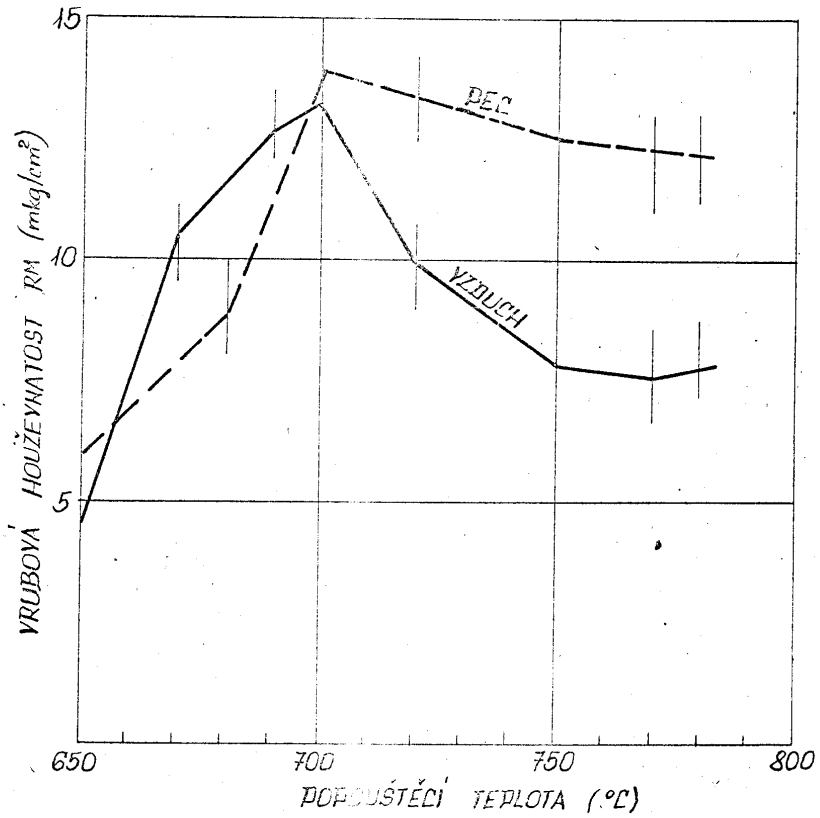


Obr. 8. Průběh křivek tvrdosti a vrubové houževnatosti ve vztahu k popouštěcí teplotě oceli 15335.

122

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

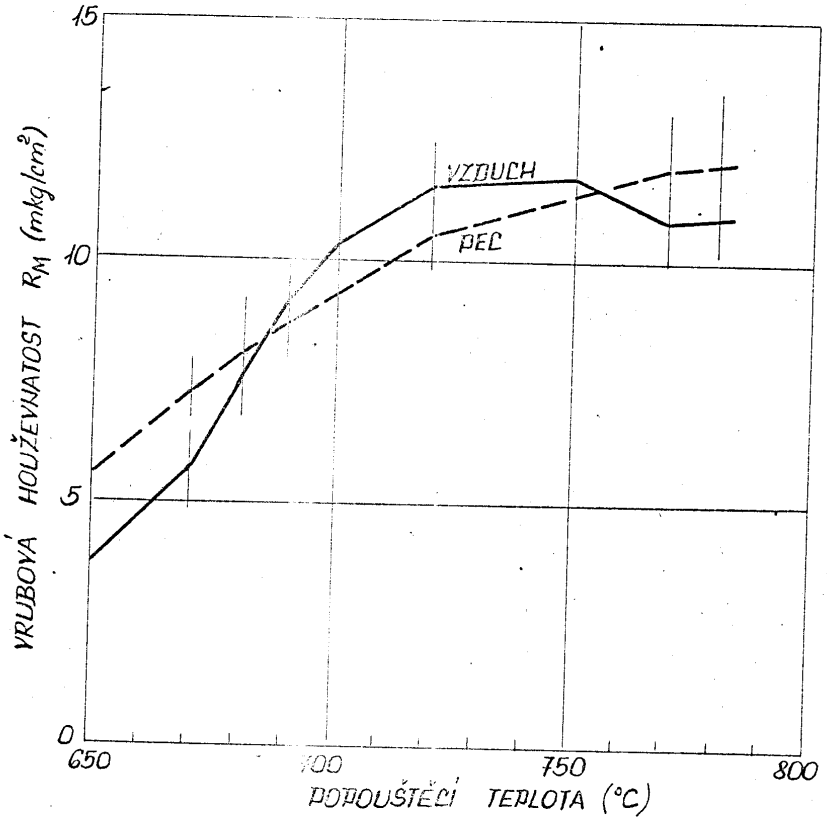
Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1



Obr. 9. Křivky vrubové houževnatosti v závislosti na popouštěcích teplotách a různých ochlazovacích rychlostech.
Ocel 15320.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

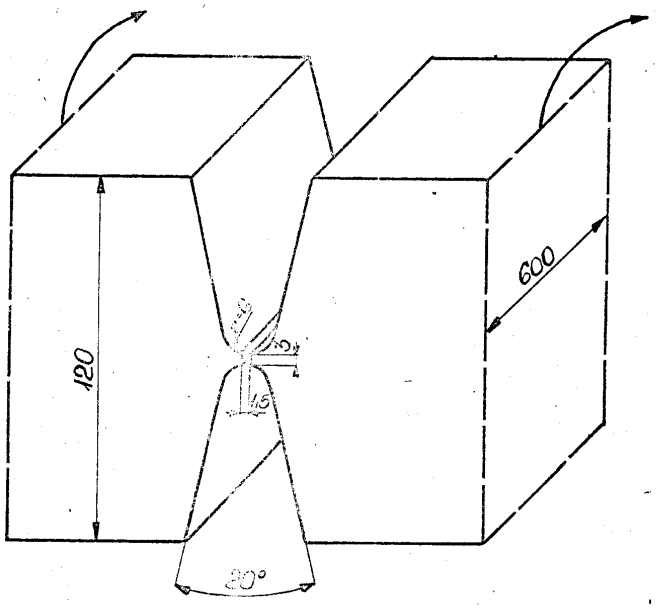
Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1



Obr. 10. Křivky vrubové houževnatosti v závislosti na popouštěcích teplotách a různých ochlazovacích rychlostech.
Ocel 15335.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

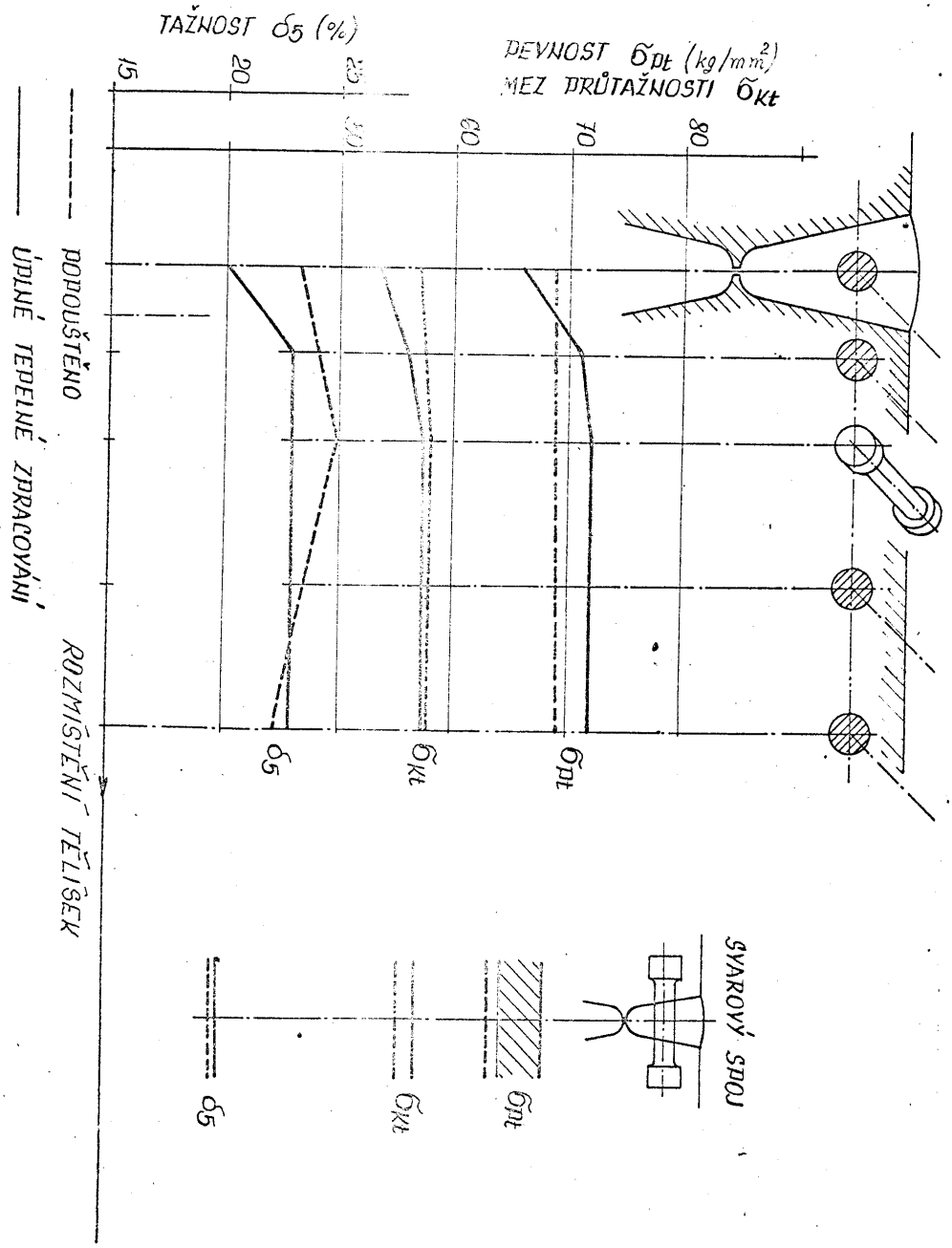
Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1



Obr. 11. Úprava úkosů před svařováním.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

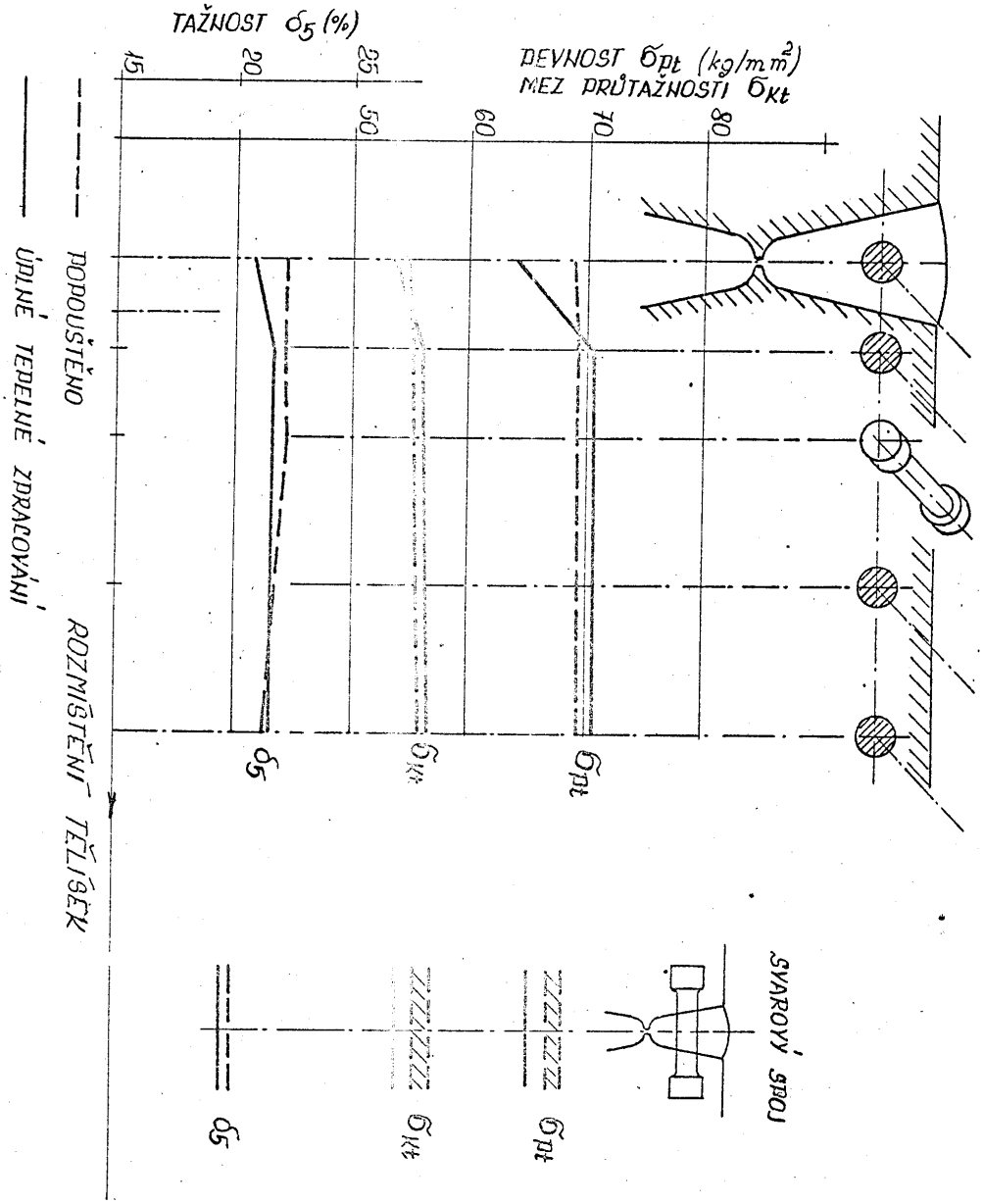
Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1



Obr. 12. Výsledky pevnostních zkoušek po tepelném zpracování svařeného spoje oceli 15320.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

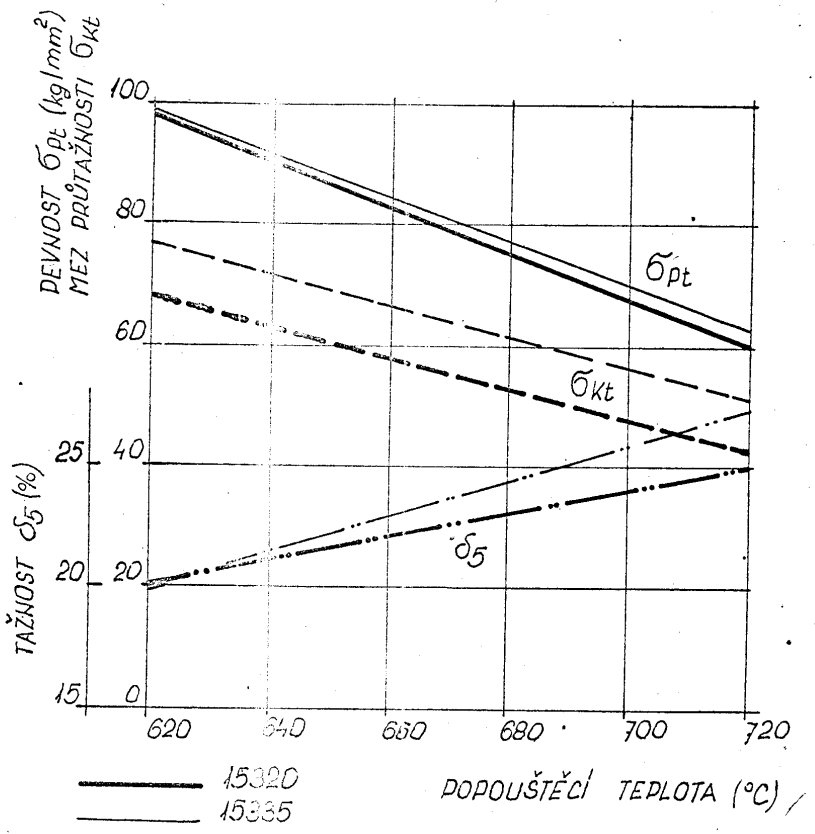
Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1



Obr. 13. Výsledky pevnostních zkoušek po tepelném zpracování svařeného spoje oceli 15335.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

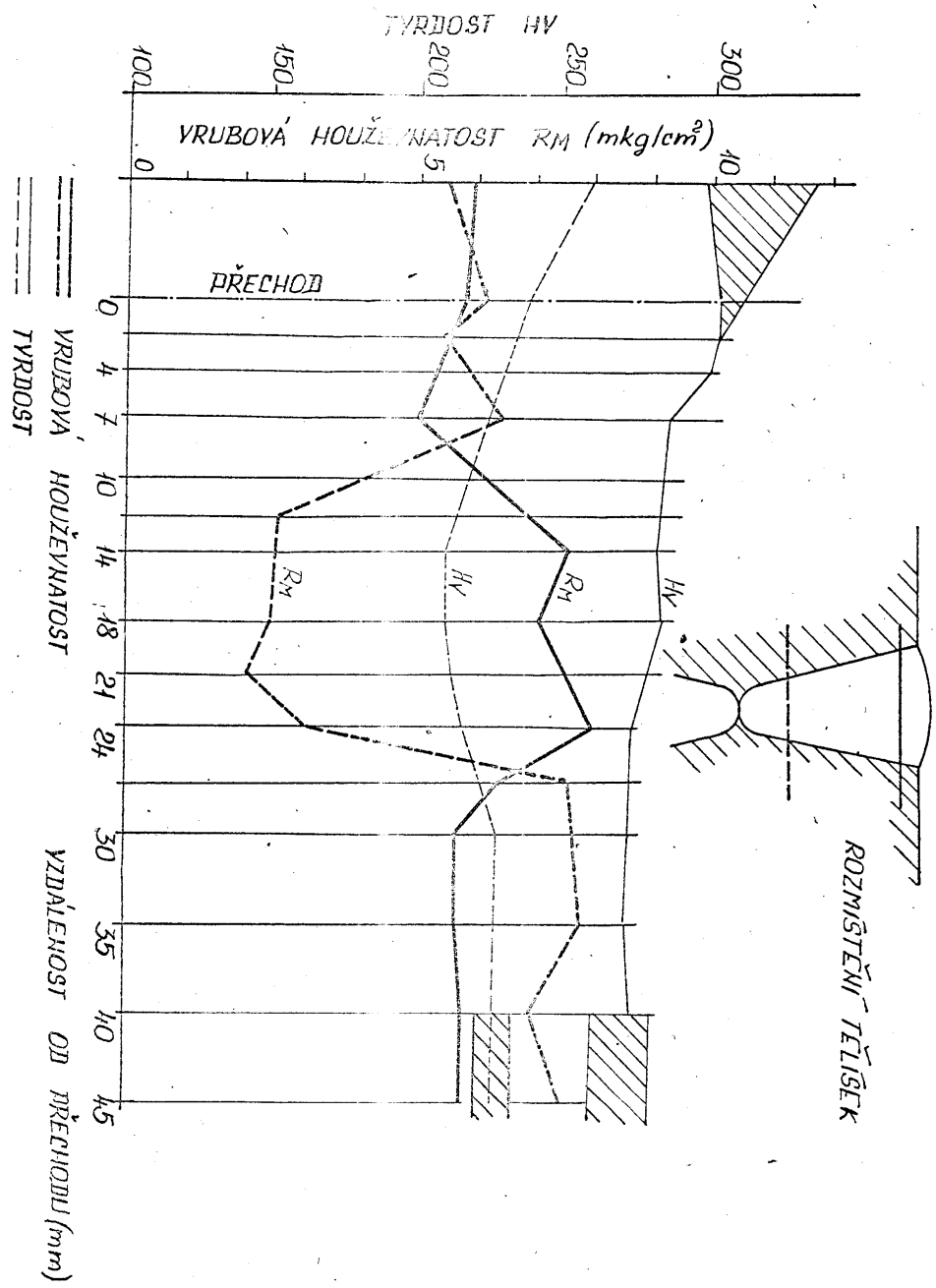
Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1



Obr. 14. Průběh mechanických hodnot ocelí 15320 a 15335 v závislosti na popouštěcí teplotě.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

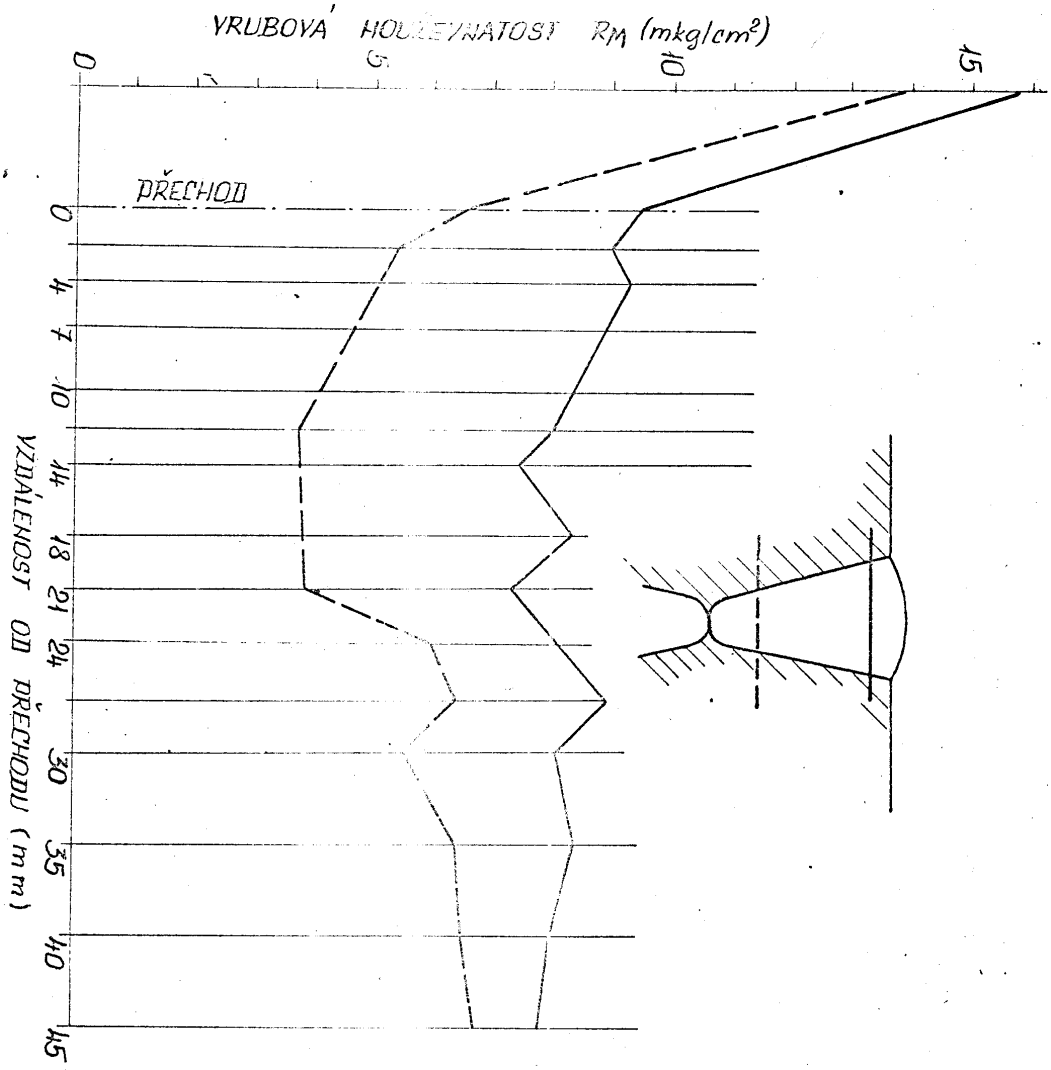
Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1



Obr. 15. Výsledky přímých zkoušek svařitelnosti VÚS 2S oceli 15320. Po svařování nebyl spoj tepelně zpracován.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

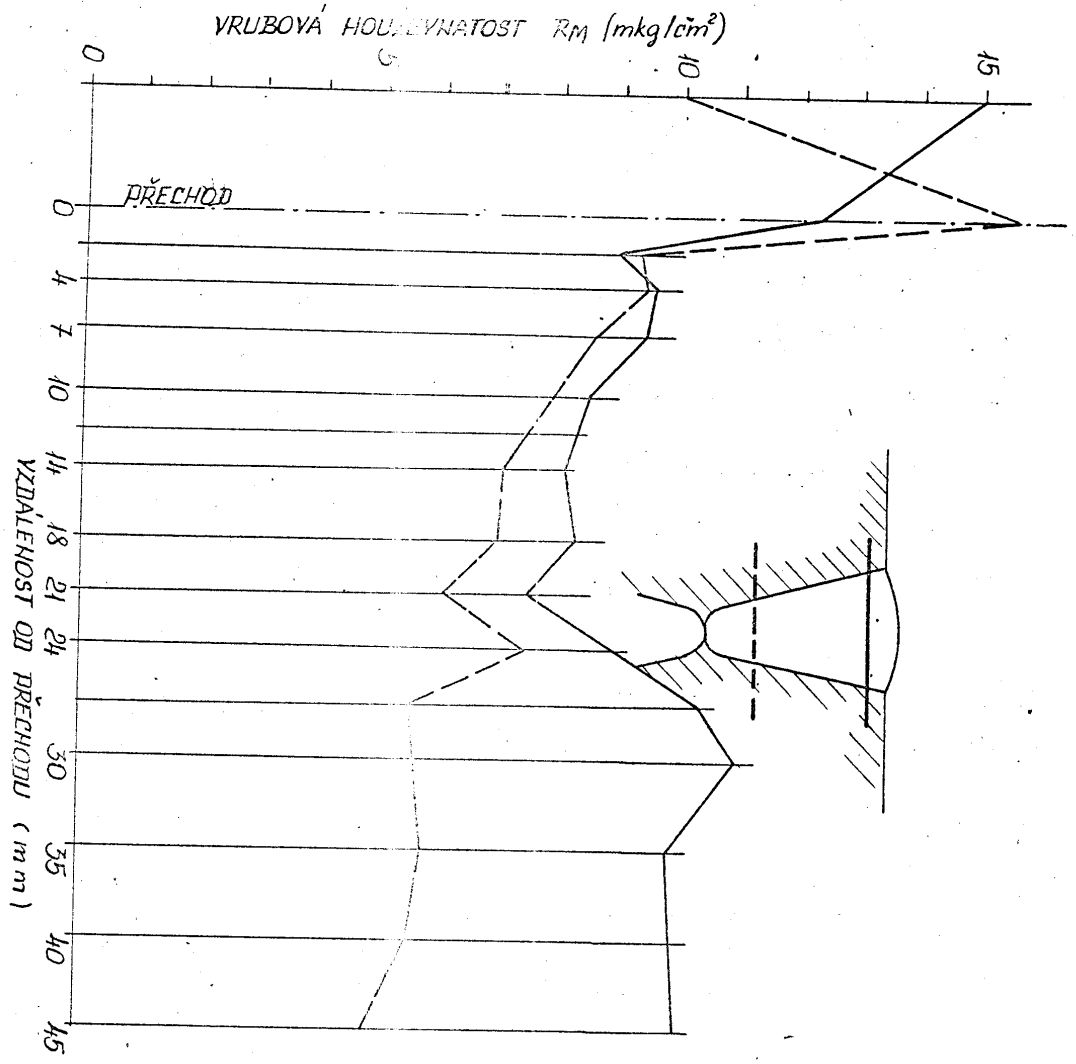


Obr. 16. Výsledky přímých zkoušek svařitelnosti VÚS 2S oceli 15320. Po svařování byl spoj popouštěn za teploty 700°C po dobu 6 hodin s ochlazováním na vzduchu.

130

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

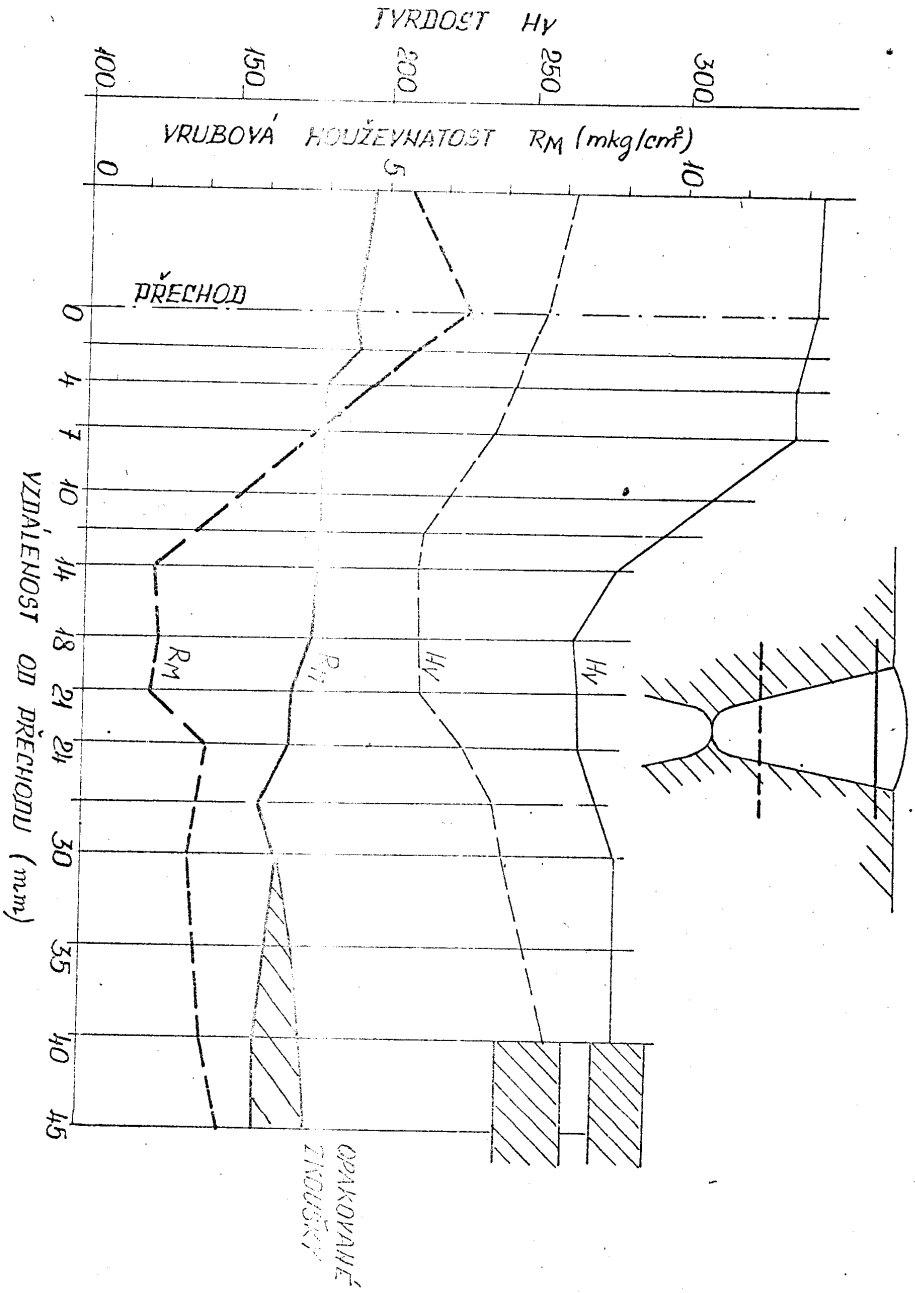


Obr. 17. Výsledky přímých zkoušek svařitelnosti VÚS 2S oceli 15320.
Po svařování byl spoj úplně tepelně zpracován
/950°C- 4 hod- vzduch,
900°C- 4 hod- olej,
700°C- 6 hod- vzduch./

/3/

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

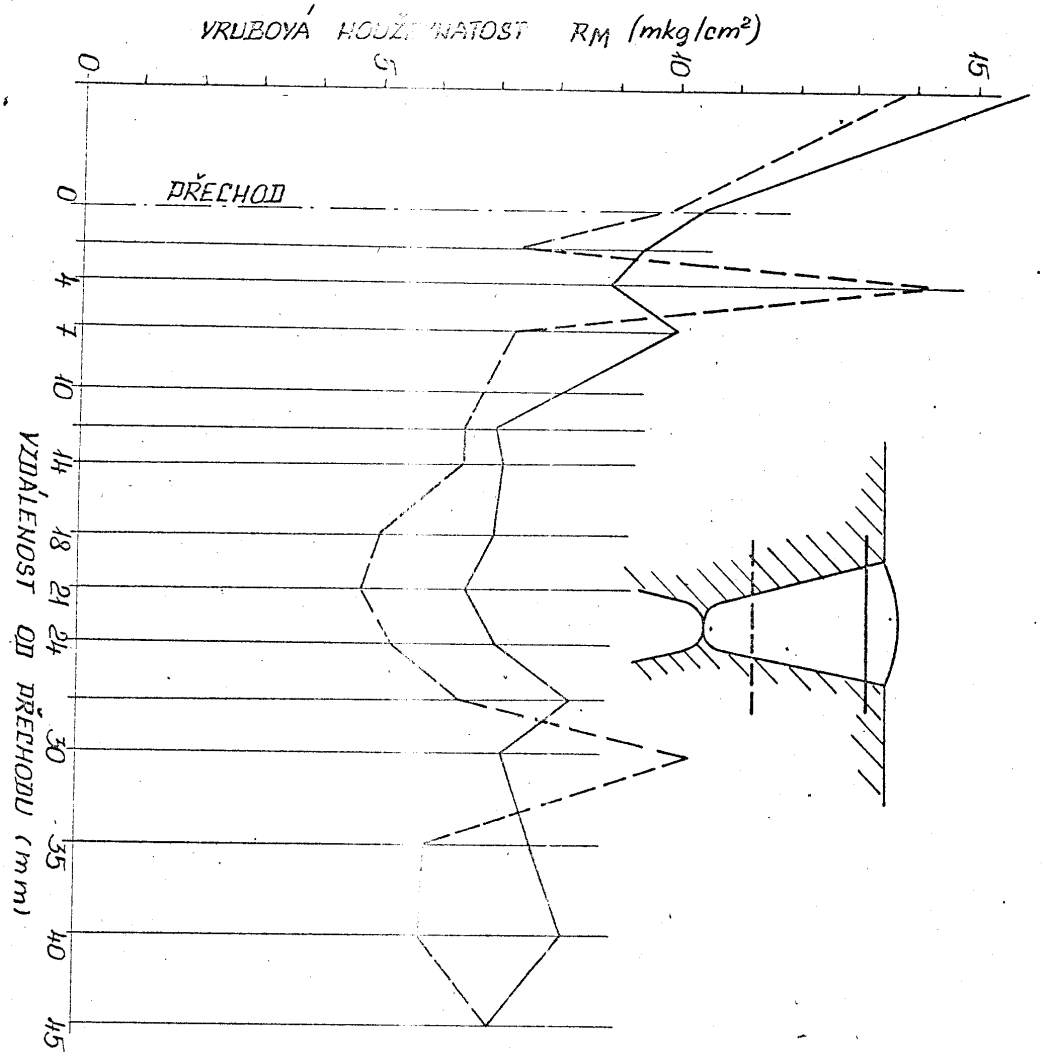


Obr. 18. Výsledky přímých zkoušek svařitelnosti VÚS 2S oceli 15335.
Po svařování nebyl spoj tepelně zpracován.

132

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

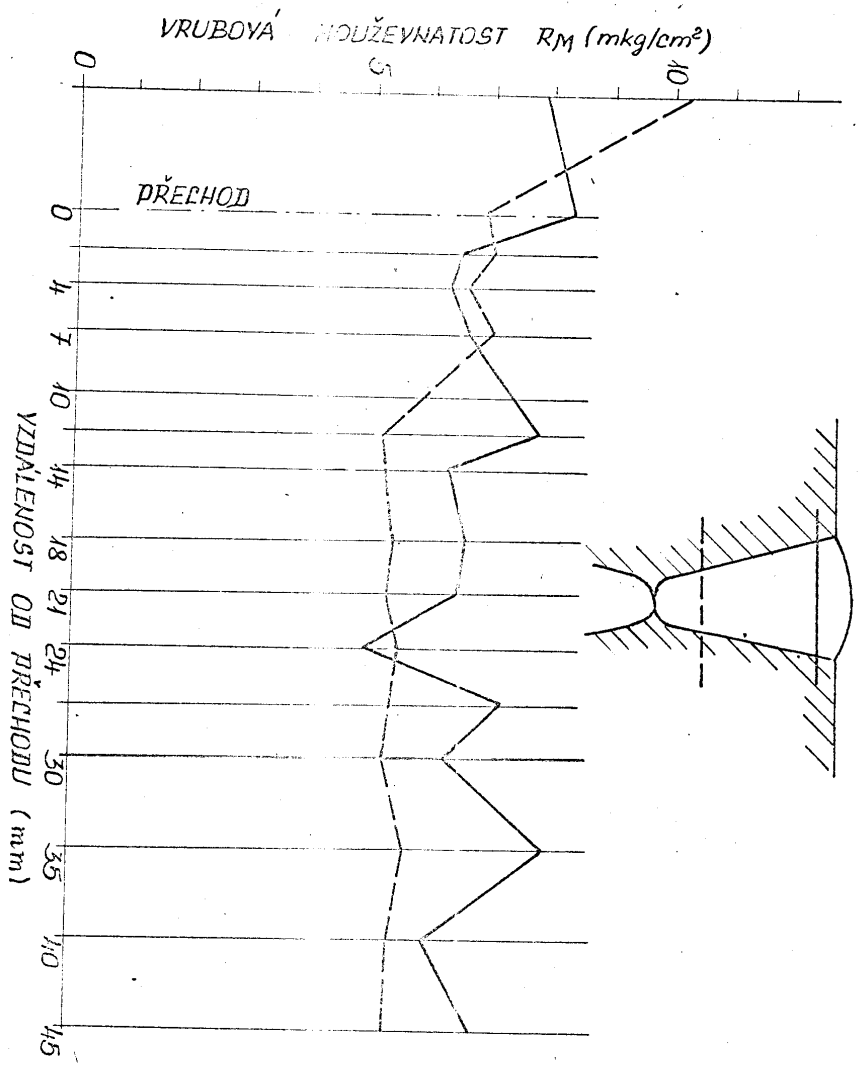
Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1



Obr. 19. Výsledky přímých zkoušek svařitelnosti VÚS 2S oceli 15335. Po svařování byl spoj popouštěn za teploty 720°C po dobu 6 hodin s ochlazením na vzduchu.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

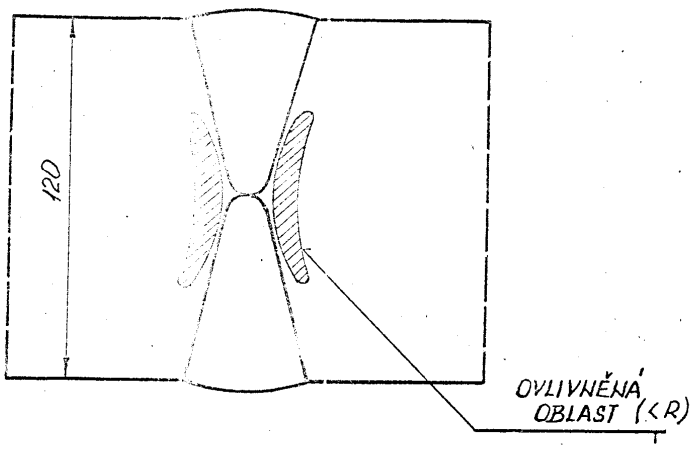


Obr. 20. Výsledky příčných zkoušek svařitelnosti VÚS 2S oceli 15335. Po svařování byl spoj úplně tepelně zpracován. /1050°C - 1 hod - vzduch, 1000°C - 2 hod - olej, 720°C - 6 hod - vzduch/.

134

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1



Obr. 21. Schematické vymezení ovlivněných oblastí, ve kterých bylo dosaženo kritických ochlazovacích rychlostí při svařování s předehřevem 380°C.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

ОПЫТ ПО СВАРКЕ КРУПНОГАБАРИТНЫХ СОСУДОВ, РАБОТАЮЩИХ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Инж. Йозеф Бечка
Заводы им. В.И. Ленина, народное предприятие
Пильзень, Чехословакия.

Введение

При разработке принципиальной технологии сварки крупногабаритных сосудов работающих под давлением (диаметр 5000 мм, толщина стенок 150-200 мм; материал - сталь класса 18 согласно ЧСН) необходимо учитывать следующие основные обстоятельства:

а/ Для выполнения высоких требований предъявляемых к свойствам сварного металла вес слитка ограничен до 40-50 т.

б/ Избранный способ сварки и присадочные материалы должны обеспечить как однородность механических свойств металла шве и основного металла, так и максимальную сплошность сварных соединений с точки зрения исключения инициаторов хрупких разрушений.

в/ Большой объем ответственных сварочных работ вызывает необходимость максимального использования автоматических способов сварки.

Из выше сказанного вытекает необходимость сваривать от-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

дельные обечайки сосуда из сегментов продольными швами. Две или более обечаек сварены между собой кольцевыми швами образуют секцию сосуда. На основе экспериментальных работ, проведенных с целью сравнения отдельных видов сварки: ручной дуговой, полуавтоматической в CO_2, автоматической под флюсом и электрошлаковой, решено изготовление секций сосудов проводить электрошлаковой сваркой. Этот вид сварки при условии термической обработки сваренных деталей нормализацией и высоким отпуском является оптимальным как с точки зрения достижения требуемых свойств, так и с экономической точки зрения.

В настоящей работе приводится технологический опыт по сварке цилиндрической и конической обечаек из сегментов, а также по сварке секции сосуда из двух обечаек электрошлаковым способом.

Технология сборки и сварки цилиндрической и конической обечаек.

Работа выполнена на толстых обечайках (ϕD = 5000 мм, H = 1800 мм). Цилиндрическая обечайка сварена из четырех сегментов толщиной 170 мм [2]; коническая обечайка (угол наклона образующей 15°) из шестнадцати прокатных листов толщиной 175 мм.

Сегменты, полученные штамповкой из прокатных листов, механически обрабатывались в зоне будущего шва, согласно рис. 1а., вариант А.

Для возможности проведения надежного ультразвукового контроля всего сечения шва наклонным щупом с обеих сторон после сварки направляющие поверхности под полазуны обработаны на расстояние 1.2 толщины от свариваемой кромки. Для надежной проверки провара основного металла ультразвуком поверхность сварных кромок в некоторых случаях обрабатывалась согласно рис.1а., вариант В. С точки зрения уменьшения припусков на механическую обработку способ обработки направляющих поверхностей для полазунов, показанный на этом рисунке, выгодно применять при сварке листов толщиной свы-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

ше 200 мм. Сварные кромки обрабатывались на расстояние "а" от оси шва. Расстояние "2а" (см.рис.1) равняется ширине поперечного зазора уменьшенного на поперечную усадку шва (рис. 1 b). После механической обработки привариваются начальные (рис. 1 d, поз.2) и выводные (рис. 1 c, поз.5.) планки.

Сборка обечаек производилась на опорных тумбах высотой 0,8 м. Отдельные сегменты собирались с равномерным по высоте зазором 30 мм. Смещение кромок допускалось максимально на 2 мм. Внутренний диаметр D_1 после сборки (рис. 1 b) тогда равняется: $\phi D_1 = D + \frac{n \cdot \Delta_s}{\pi}$, где D - требуемый диаметр после сварки, n - количество сварных швов, $\Delta_s = 2\Delta$ - поперечная усадка шва. Соединение сегментов осуществляется приваркой начальных планок (рис. 1 d, поз. 3.) и скоб через выводные планки (рис.1 c, поз.6.).

Сварка цилиндрической [2] и конической обечаек производилась автоматом А 372-Р, источником тока являлся трехфазный трансформатор ТШС-1000-3 советского производства. Направляющая колонна автомата в обоих случаях непосредственно крепилась на свариваемые сегменты. При сварке кольцевых электрошлаковых швов конической обечайки электрод находился под углом 15° по отношению к направляющей колонне. Наглядное представление об оснастке сварочного участка при сварке кольцевого шва конической обечайки дает рис. 2.

Скобы через выводные планки отрезались ацетиленокислородным пламенем после заварки 3/4 длины шва. При сварке обеих обечаек поочередно сваривались противолежащие швы. При этом в случае цилиндрической обечайки автомат перемещался к соответствующему шву; коническая обечайка, наоборот, поворачивалась при помощи крана относительно неподвижного автомата. Режим сварки приведен в таблице 1.

Жесткость свариваемых сегментов в процессе сварки изменяется, что отражается на равномерности поперечной усадки по длине шва. Максимальная поперечная усадка

138

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

всегда находится на конце шва. Средняя поперечная усадка швов гладкой обечайки была 5,8 мм (разница по высоте 3,2 мм), у швов конической обечайки 5,0 мм (разница по высоте 1,6 мм). Более низкая разница в поперечной усадке имеет место при использовании более жестких начальных карманов согласно рис. 1 , вариант А. Рекомендуемый припуск на стенку обечайки для механической обработки - 15 мм.

100 % дефектоскопический контроль ультразвуком, проведенный после сварки и после термообработки нормализацией и высоким отпуском, дефектов в сварном соединении не обнаружил.

Технология сборки и сварки секции сосуда

Работа выполнена на конических обечайках (ϕD 5000 мм, H = 1800 мм, δ = 170 мм).

Преимуществом при сварке различных кольцевых швов является хороший доступ к месту сварки с внутренней стороны обечайки. Требования к манипулятору сварочного автомата, непрерывно работающего 30 часов, увеличиваются. Большие размеры и вес секции требуют применения специального кантователя. Большой диаметр сварных конических обечаек создает возможность проведения начала и конца шва на увеличенной толщине (рис. 5 а). Начальный и замковый участки шва имеют одинаковое сечение с основной частью шва. Режим сварки, таким образом, одинаков в течение всей сварки, короткий участок криволинеен, легко выполним при заварке начала шва и не требует в процессе сварки больших корректировок. Для получения минимальной длины замкового участка Z - K (рис.5а) выгодно место сварки расположить по вертикальной оси горизонтального диаметра (угол α , рис.5а). Увеличением данного угла ухудшает формирование шва и увеличивает его сварочную толщину. В данной работе избран угол α 12°, при этом длина замкового участка Z - K равна 90 мм. Это длина в 2,8 раза больше толщины обечайки. Сварочная толщина увеличивается на 5 мм по сравнению с толщиной обечайки. Для предотвращения остановки процесса сварки возможно сигнальное выгорание автомата

139

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

из строя, было решено установить запасной автомат с внутренней стороны шва. Этот автомат должен был продолжать сварку во время ремонта наружного автомата.

При предварительных экспериментальных работах, выполненных на опытных сегментах, проверялись три возможные варианты проведения начала шва вне свариваемой толщины.

Два первых варианта (рис.3а и 3б) должны были дать ответ о возможности проведения шва только наружным автоматом. В третьем варианте (рис.3с) для выполнения начала шва предполагалось использовать внутренний (запасной) автомат. В первом варианте (рис.3а) начало шва производился наружным автоматом, который при этом перемещается по направляющей колонне вверх и одновременно смещается в сторону свариваемой детали. Когда сварочная ванна поднимается до уровня сварки основного участка шва, вертикальное движение автомата прекращается и сварочное движение осуществляется вращением обечайки. Формирование начала шва производится медными водоохлаждаемыми ползунами. Внутренний ползун формирующий линию замка (рис.3, поз.4.) и наружный ползун начального кокиля (рис.3, поз. 3.) перемещаются вручную. Конструкция внутреннего ползуна дает возможность компенсации постепенно нарастающей в процессе сварки поперечной усадки. Возможность применения этого варианта была доказана экспериментально. Во втором варианте (рис.3б) начало шва производится наружным автоматом, который при этом смещается только в сторону свариваемой обечайки. Сварочная проволока направляется от конца мундштуков, совершающих возвратно-поступательное движение, до сварочной ванны "плавающимися" мундштуками круглого сечения. Когда сварочная ванна поднимается до уровня сварки основной части шва, остаток "плавающихся" мундштуков выводится из сварочного завора. В дальнейшем сварочное движение осуществляется вращением обечайки. Линия замка формируется медной водоохлаждаемой подкладкой, расположенной в сварном зазоре (рис.3б, поз.5.). Ползун начального кокиля перемещается

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

вручную. Возможность применения этого варианта также была доказана экспериментально. В третьем варианте (рис.3с) начало шва производится внутренним автоматом, расположенным на уровне сварки основной части шва. Сварочное движение осуществляется вращением обечайки, автомат при этом сдвигается в сторону сваривания обечайки. После заварки начала шва в течение 15 минут производится замена внутреннего автомата наружным. Формирование начала шва проводится также как и во втором варианте. Для сварки секции был принят третий вариант из-за его простоты и надежности.

При сварке замка автоматом перемещается вверх по направляющей колонне, обечайка неподвижна (рис.6с.). Шов формируется стальными пластинами постепенно вкладываемыми в шахматном порядке до полной ванны (рис.6, поз.5.). Решено применить стальные медные и выводные кокили в связи с возможностью получения более равномерного провара основного металла по сравнению с прокатом, полученным при применении медных кокилей.

Постепенно нарастающая жесткость свариваемых обечаек в процессе сварки вызывает неравномерную поперечную усадку шва, а тем и наклон осей обечаек. Для компенсации неравномерности поперечной усадки минимальный зазор (36 мм) находится под углом 90° и максимальный зазор (32 мм) под углом 270° от начала шва в направлении сварки.

Серьезную роль при сварке кольцевых швов играют факторы влияющие на возникновение горячих трещин в металле шва. Вероятность возникновения горячих трещин определяют следующие факторы:

а/ Скорость и направление перемещения сварных кромок в зоне кристаллизации начала шва. В данном случае этот фактор имеет значение при замыкании шва. Решено произвести локальный нагрев начала шва до температуры 150-200° С перед его замыканием. Цель этого нагрева заключается в достижении более высокой скорости сближения сварных кромок во время замыкания шва за счет незначительного уменьшения этой скорости на предшествующем участке.

- 8 -

141

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

б/ Химический состав металла шва и форма металлической ванны. Химический состав присадочной проволоки и количество расплавленного основного металла выбраны с расчетом получения химического состава металла шва в пределах: C = 0,15-0,20%, Mn = 1,1 - 1,3%, Si = 0,15 - 0,30%, S и P меньше 0,025%. Было решено провести сварку с относительно небольшой скоростью 0,5 м/час и ширину металлической ванны довести до 50-55 мм. Тем самым получается выгодный коэффициент формы металлической ванны - 3,5 [1]. Вопрос переливания металла шва в связи с небольшой разницей между окружной скоростью наружного и внутреннего сечения шва не надо было решать.

Общий вид рабочего участка приведен на рис. 7. Кантователь для вращения свариваемой секции состоит из четырех самостоятельных роликовых опор грузоподъемностью в 100 т. Роликовые опоры, которые расположены на листовых рессорах, возможно настраивать по высоте. На торцевую поверхность секции механически прикреплен зубчатый венец, соединенный цепью Галля с зубчатой редуктора. Вариатором плавно настраивается окружная скорость секции от 0,3 м/час до 12 м/час.

На наружной площадке, которая имеет возможность передвигаться вдоль свариваемой секции, расположен автомат А-535-К советского производства (рис.4.), предназначенный для сварки кольцевых швов толщиной до 450 мм. На внутренней передвижной площадке расположен приспособленный советский автомат А-[illegible]-Р. Источником питания являются два трансформатора ТШ-[illegible]-3. Для охлаждения ползунов на участке имеется оборудование для замкнутой циркуляции охлаждающей воды с точно регулируемой температурой.

Сборка обечаек термообработанных высоким отпуском и механически обработанных на шероховатость 25 μ проходила в горизонтальном положении. Обечайки соединены на внутренней поверхности [illegible] скобами. В месте начала шва приварен начальный кокиль (рис.5, поз.3.). Секция установлена на кантователе, так чтобы начало шва находилось на 15° выше горизонтального диаметра (рис.5а.). При заварке начала и

142

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

конца шва на опытном се[illegible], закрепленном к торцевой поверхности обечайки, [illegible] сварки весь комплекс оборудования.

Сварка начиналась [illegible] сварочной толщины внутренним автоматом (рис.5b.). По [illegible] наварки шлаковой ванны сварочное движение осуществлялось периодически поворачиванием секции. Режим сварки приведен в таблице № 1. По достижении сварочной ванной положения согласно рис.5 с, осуществлена замена внутреннего автомата [illegible]. Ток при замене был выключен на 14 секунд. [illegible] мундштуков при сварке основной части шва приведено на рис.6а. Подкладка формирующая замковую линию (рис.6b, поз.3) удалена из зазора после сварки одного [illegible] шва. Замковой участок потребовал лишь небольшое исправление. Снова постепенно отрезались ацетилено-кислородным пламенем при приближении к внутреннему автомату. После сварки, примерно, половины шва приварен выводной коллектор (рис. 5b, поз. 4.). Периодическое поворачивание секции предполагалось осуществить автоматически в зависимости от положения [illegible] ванны посредством щупов, расположенных в [illegible].

"Короткий" флюс VJ0-8F способствовал изоляции щупов и тем самым вызвал сбои автоматики. Поворот секции осуществлялся периодически ручным включением кантователя. Это вызвало при сравнительно короткой секции ее перекос на кантователе, так что сварку пришлось прекратить. Температура шва в месте прекращения процесса удерживалась газовыми горелками на уровне 100-[illegible]° С. В течение 4 часов ацетилено-кислородным пламенем был вырезан шов под углом 45°, приварен вспомогательный внутренний полный и выравнена обечайка на кантователе. Продолжение шва выполнено известным способом [1] . Сварка продолжалась при непрерывном повбрачивании секции (скорость поворачивания равнялась скорости сварки). Перед приходом замковой [illegible] до положения согласно рис. 6 нагрет замковый участок газовыми горелками на 150° С. Замок шва (рис.8.) осуществлялся при неподвижной секции подъемом автомата. Общее время сварки 30 часов.

Средняя поперечная усадка измеренная на базе 400 мм

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

равняется 7,5 ± [illegible] мм, средний внутренний диаметр в области шва уменьшился на 1 мм.

100% дефектоскопический контроль ультразвуком, проведенный после сварки и после термообработки нормализацией и высоким отпуском, дефектов в сварном соединении не обнаружил. Макрошлиф полученного "крестового" соединения электрошлаковых швов до термообработки приведен на рис. 9.

З а к л ю ч е н и е

1/ Описанная технология сварки вертикальных, наклонных и кольцевых электрошлаковых швов, а также приведенный режим сварки удовлетворительны. В полученных швах несплошностей обнаружено не было.

2/ Использованные сварочные автоматы А-535-К и А-372-Р работали безотказно. Оборудование для вращения крупных секций работало удовлетворительно. Вращение секций должно быть непрерывным.

3/ После электрошлаковой сварки обечаек и сегментов достаточна термообработка высоким отпуском. После сварки всей секции дается нормализация и высокий отпуск. Механическая обработка всей секции из-за малых деформаций после приведения кольцевого шва не требуется.

4/ Выполненная работа показала реальность изготовления секций крупных сосудов работающих под давлением электрошлаковой сваркой.

Л и т е р а т у р а

1. Институт электросварки, Электрошлаковая сварка, Машгиз, 1959, Москва.
2. Bečka, Operativní svařitelnost prstence velkých rozměrů, Zváranie 8.10, 1961.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Таблица № 1. - Режим электрошлаковой сварки.

Параметры	Обечайка		Кольцевой шов
	цилиндрическая	коническая	
Свариваемая толщина, мм	170	175	170
Толщина металла на электрод, мм	85	87,5	85
Скорость сварки, м/час	0,65	0,55	0,6
Скорость подачи электродной проволоки Ø 3,15мм, м/час	185	168	185
Сварочный ток, А	500-550	450-500	500-550
Напряжение сварки, В	44-46	40-42	42-44
"Сухой" вынет электрода, мм	70	70	70
Глубина шлаковой ванны, мм	45-50	35-40	35-40
Скорость поперечных колебаний электрода, м/час	57,6	47,5	40,5
Выдержка электродов у полузуба, сек.	4	4	5
Приближение электрода к полазунам, мм	8-10	наруж. 10-12 внутр. 4-5	8-10
Расстояние между электродами, мм	80	95	100
Проволока	№ 2	спец.	спец.
Флюс	Z - 41	VUS-5F	VUS-5F

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

СПИСОК РИСУНКОВ

к докладу

"Опыт по сварке крупногабаритных сосудов работающих [illegible]"

автор: Инж. Йозеф Бечка.

Рис.1 - Подготовка сегментов под сварку.

Рис.2 - Общий вид сварочного участка.

Рис.3 - Варианты проведения начала кольцевого шва.

Рис.4 - Электрошлаковый автомат А-535-К.

Рис.5 - Этапы образования начала шва.

Рис.6 - Этапы образования конца шва.

Рис.7 - Общий вид рабочего участка при сварке кольцевого шва.

Рис.8 - Замок шва.

Рис.9 - Макрошлиф "крестового" соединения.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

ZKUŠENOSTI SE SVAŘ[illegible] ROZMĚRNÝCH NÁDOB

Ing. Bečka Josef
Závody V.I. Lenina, n.p.
Plzeň - ČSSR

Ú v o d

Při rozpracovávání principielního technologického postupu svařování rozměrných tlakových nádob (průměr 5000 mm, tloušťka stěny 150 - 200 mm; materiál - ocel třídy 13 dle ČSN) je třeba brát v úvahu tyto hlavní faktory:

a) Z hlediska dosažení náročných požadavků kladených na vlastnosti základního materiálu je ohraničena váha ingotu na 40 - 50 t.
b) Zvolený způsob svařování a použité přídavné materiály musí zaručit stejnorodost mechanických vlastností svarového kovu se základním materiálem a maximální celistvost svarových spojů z hlediska vyloučení indikátorů křehkých lomů.
c) Velký objem odpovídajících svařeckých prací vyžaduje v maximálně možné míře použití automatické způsoby svařování.

Z uvedených důvodů je nutné jednotlivé prstence nádoby svařovat ze segmentů podélných svary. Sekce nádoby se vyrobí ze dvou i více prstenců obvodovými svary.

Na základě experimentálního srovnání jednotlivých způsobů svařování (ručního obloukového, poloautomatického v CO_2, automatického pod tavidlem a elektrostruskového) bylo rozhodnuto vyrábět sekce nádoby elektrostruskovým svařováním. Tento způsob

147

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

svařování materiálů velkých tlouštěk při podmínce tepelného zpracování svarových spojů normalisací a popouštěním je optimální, jak z hlediska dosažení požadovaných vlastností svarového spoje, tak i z ekonomického hlediska.

V tomto článku uvádíme technologické zkušenosti s elektrostruskovým svařováním válcových a kónických prstenců ze segmentů a elektrostruskovým svařováním spirálové nádoby ze dvou prstenců.

Technologie sestavení a svařování válcových a kónických prstenců.

Práce byla provedena na zkušebních prstencích (Ø D = 5000 mm, H = 1800 mm). Válcový prstenec byl svařen ze čtyř segmentů tloušťky 170 mm /2/; konický prstenec (úhel náklonu 15°) ze šestnácti vyválcovaných plechů tloušťky 175 mm.

Segmenty vylisované z plechů respektive vyválcované plechy byly v místě budoucího svaru strojně opracovány dle obr. 1a, varianta A. Pro možnost provedení spolehlivé ultrazvukové kontroly celého průřezu svaru, vodicí plochy pro příložky byly strojně opracovány na vzdálenost 1,5 tloušťky od návarové plochy. Způsob opracování návarových ploch dle obr. 1a varianta B je výhodný z hlediska spolehlivého vyšetření průvaru základního materiálu ultrazvukem. Způsob opracování vodících ploch pro příložky uvedený na tomto obrázku je výhodný z hlediska zmenšení přídavků na opracování při svařování tlouštěk větších než 200 mm. Návarové plochy byly opracovány na vzdálenost "a" od osy svaru (obr.1b). Vzdálenost "2a" se rovná šířce svarové spáry zmenšené o předpokládané příčné smrštění svaru. Začáteční (obr. 1d poz. 2) a vývodní (obr.1c poz. 5) hranoly byly přípraveny po strojním opracování segmentů.

Prstence byly sestaveny na opěrných kostkách o výšce 0,8 mm, z jednotlivých segmentů s rovnoměrnou po výšce svarovou spárou 30 mm. Přesazení hran se dodržovalo maximálně 2 mm. Vnitřní průměr D_1 po sestavení (obr.1b) se rovnal:

$D_1 = D + \frac{n \cdot \Delta s}{\pi}$, kde D - požadovaný průměr po svařování, n - počet svarových spojů, $\Delta s = 2\Delta$ - předpokládané příčné smrštění

148

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

svaru. Segmenty byly spojeny přivařením začáteční "desky" (obr.1d poz.3) a skob přes vývodní hranoly (obr.1c poz.6.).

Svařování válcových a kuželových prstenců bylo provedeno automatem A 372-R ve spojení s třífázovým transformátorem TŠS 1000-3 sovětské výroby. Vodící sloup automatu v obou případech se upevnil přímo na svařované segmenty. Při svařování kuželového prstence automat byl nakloněn o 15° vzhledem k vodícímu sloupu. Celkový pohled na pracoviště při svařování zámkového svaru kuželového prstence je na obr. č. 2.

Skoba přes vývodní hranoly byla odřezána acetyleno-kyslíkovým plamenem po zavaření 3/4 délky svary. Při svařování obou prstenců byly postupně zavařovány protilehlé svary. Při svařování válcového prstence automat byl přestavován k odpovídajícímu svaru. Sestavení kuželový prstenec byl naopak otáčen pomocí jeřábu k stabilně umístěnému automatu. Použitý režim svařování je uveden v tab. č. 1.

V důsledku měnící se tuhosti svařovaných segmentů v průběhu svařování vzniká nerovnoměrné příčné smrštění po délce svaru. Maximální příčné smrštění je vždy u konce svaru. Průměrné příčné smrštění u svarů válcového prstence bylo 5,6 mm (rozdíl po délce svaru 3,2 mm), u svarů kuželového prstence 5,0 mm (rozdíl po délce svaru 1,6 mm. Menší rozdíl příčného smrštění svarů po délce svaru se dosahuje při použití méně tuhého náběhu svaru dle obr. 1d, varianta A. Přídavek na strojní opracování prstence je 15 mm na stěnu.

100% defektoskopickou kontrolou provedenou ultrazvukem po svařování a po tepelném zpracování normalisací a popuštěním nebyly ve svarových spojích zjištěny žádné vady.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Tabulka č. 1. Režim elektrostruskového svařování.

Parametry	Svařování		Obvodový svar
	válcový	konický	
Svařovaná tloušťka, mm	170	175	170
Tloušťka materiálu připadající na elektrodu, mm	85	87,5	85
Rychlost svarování m/hod.	0,65	0,55	0,5
Rychlost podávání drátu Ø 3,15 mm, m/hod.	185	168	185
Svářecí proud, I	500-550	450-500	500-550
Svařecí napětí, V	44-46	40-42	42-44
"Suché" vyložení drátu, mm	70	70	70
Hloubka struskové lázně, mm	45-50	35-40	35-40
Rychlost příčného kývání elektrody, m/hod.	57,5	47,5	40,5
Vzdálenost elektrody od přílożek, mm	8-10 vnější 8-10 vnitřní	10-12 4-5	8-10
Vzdálenost mezi dráty, mm	80	95	100
Drát	Č.2	spec.	spec.
Tavidlo	Z-41	VÚS-5F	VÚS-5F

Technologie sestavení a svařování sekce nádoby.

Práce byla provedena na zkušebních prstencích (Ø D=5000 mm, H=1800 mm, T =170 mm.

Výhodou při svařování obvodových svarů rozměrných prstenců je dobrý přístup k místu svařování z vnitřní strany prstence. Požadavky na spolehlivost automatu pracujícího nepřetržitě 30 hodin se zvětšují. Velké rozměry a váha svařované sekce vyžadují specielní polohovadlo. Velký průměr svařovaných prstenců dává možnost vyvedení začátku a konce svaru mimo svařovanou tloušťku do kokil (obr.5a). Vzhledem k tomu, že začáteční a vývodní kokily mají průřez stejný jako vlastní svařovaná tloušťka, režim svařování je po celou dobu konstantní. Spojnice zámku Z-K (obr.5a)

150

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

je přímková, dobře realisovatelná, při svařování průběžné části svaru nevyžaduje zvláštních úprav. Pro získání minimální délky spojnice zámku Z-K je výhodné místo svařování umístnit do nejvýše nad vodorovným průměrem (uhel α , obr. 5a.). Příliš velký uhel α však zhoršuje formování svaru a zvyšuje svařovanou tloušťku. V popisovaném případě uhel $\alpha = 15^{\circ}$; délka spojnice zámku je 480 mm. (2,8 x větší než tloušťka prstenců). Svařovaná tloušťka při tomto uhlu se zvětší o 5 mm ve srovnání s tloušťkou prstence. Pro zvýšení bezpečnosti při provádění obvodového svaru o délce cca 16 m je uvnitř svařovaných prstenců umístněn reservní automat. Tento automat pokračuje ve svařování v době případné opravy hlavního automatu.

Při předběžných experimentálních pracech provedených na zkušebních prstencích, byly ověřeny tři možné způsoby provedení začátku svaru.

Obr. 3 a a 3b řeší provedení zvoleného typu začátku svaru jen vnějším (hlavním) automatem. Třetí způsob (obr. 3c) je založen na myšlence využití vnitřního (reservního) automatu pro provedení začátku svaru. V prvém způsobu (obr. 3a) začátek svaru se provede vnějším automatem, který se při zavařování této partie pohybuje po vodící tyči směrem nahoru a zároveň se posunuje směrem do svařovaného průřezu. Vnitřní formovací příložka vytvářející "spojnici" zámku (obr. 3a, poz.4) a vnější příložka začáteční kokily (obr.3a poz3), které jsou měděné, vodou chlazené posunují se směrem za stoupající svarovou lázní ručně. Konstrukce vnitřní formovací příložky dává možnost kompensace postupně se zvětšujícího příčného smrštění svaru. Při druhém způsobu (obr. 3b) začátek svaru se provede vnějším automatem, který v této fázi svařování se posunuje jen do svařovaného průřezu. Drát od konce hubic automatu do místa svařování je veden specielními hubicemi kruhového průřezu, které se postupně odtavují. Hubice přitom kývají ve svarové spáře. Při příchodu svarové lázně do roviny svařování průběžné části svaru se zbytkem tavících se hubic odepne od hubic automatu, svarový pohyb se uskutečňuje otáčením prstence. "Spojnice" zámku je formována měděnou, vodou chlazenou příložkou vloženou do správy (obr. 3b poz5). Vnější příložka začáteční kokily se posunuje ručně. Možnost pou-

151

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

užití obou způsobů byla experimentálně dokázána. Při třetím způsobu (obr. 3c) začátek svaru se provede vnitřním automatem, umístněným v místě svařování průběžné části svaru. Prstence se při tomto způsobu otáčí, automat se posunuje směrem do svařovaného průřezu, Po zavaření začátku svaru se provede v průběhu 15 vteřin výměna vnitřního automatu za automat vnější, kterým se zavaří zbylá část svaru. Formování začátku svaru se provede stejně jako u druhého způsobu. Pro svařování sekce byl použit třetí způsob vzhledem k jeho jednoduchosti a spolehlivosti.

Při svařování zámku svaru prstence se neotáčí, automat se pohybuje směrem nahoru po vodícím sloupu (obr. 6c.). Svarová lázeň ve vývodní kokile se formuje ocelovými hranoly šachovitě vkládanými do vodícího rámu (obr. 6 poz.5.). Začáteční a vývodní kokily jsou železné, neboť při jejich použití je dosahován rovnoměrnější průvar svařovaných prstenců ve srovnání s kokilami měděnými.

Postupně narůstající tuhost svařovaných prstenců v průběhu svařování vyvolává nerovnoměrné příčné smrštění svaru po jeho obvodu a tím i odklon os svarovaných dílů. Pro kompensaci nerovnoměrného příčného smrštění je maximální spára (36 mm) umístněna pod uhlem 90° a minimální spára (32 mm) pod uhlem 270° od začátku svaru ve směru svařování.

Důležitou úlohu při svařování obvodových svarů hrají faktory ovlivňující vznik "horkých" trhlin ve svarovém kovu. Pravděpodobnost vzniku těchto trhlin určují tyto faktory:

a) směr a rychlost posuvu návarových ploch v místě krystalisace svarového kovu. V daném případě má tento faktor význam při provádění zámku svaru. Začátek svaru před jeho příchodem do polohy dle obr. 6c se lokálně nahřeje plynovými hořáky na teplotu 150 - 200°C. Cílem tohoto nahřevu je zvýšení rychlosti sbližování návarových ploch v době zamykání svaru na úkor určitého zmenšení této rychlosti na předcházející části svaru.

b) Chemické složení svarového kovu a tvar kovové lázně.

Chemické složení přídavného drátu a množství natavené-ho základního materiálu bylo zvoleno tak, aby základní chemické

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

složení svarového kovu se pohybovalo v rozmezí:
C = 0,15 - 0,20%, Mn = 1,1 - 1,3%, Si = 0,15 - 0,30%, S i P méně než 0,025%. Zvolena relativně malá rychlost svařování 0,5 m/hod a šířka kovové lázně 50 - 55 mm. Tím se získá výhodný koeficient tvaru kovové lázně - 3,5 /1/. Otázku přelévání kovu ve svarové lázni vzhledem k malému rozdílu obvodových rychlostí na vnější a vnitřní straně svařovaného průřezu není nutné řešit.

Celkový pohled na pracoviště je na obr. 7. Polohovadlo sestává ze čtyř samostatně odpružených a výškově stavitelných kladkových těles o nosnosti 100 t. Na čelní plochu sekce je mechanicky připevněn ozubený věnec, který je spojen Gallovým řetězem s řetězovým kolem převodové skříně. Pomocí variátoru je možná plynulá regulace obvodové rychlosti v místě svařování od 0,3 m/hod do 12 m/hod. Na vnější pracovní plošině, která se může přestavovat podél svařované sekce je umístněn automat A-535-K sovětské výroby určený pro svařování obvodových svarů do tloušťky 450 mm (obr.4.). Na vnitřní přestavitelné plošině je umístěn sovětský automat A-372-R. Zdrojem proudu jsou dva transformátory TŠS-1000-3. Na pracovišti je umístěno chladící zařízení s uzavřeným okruhem s přesně regulovatelnou teplotou vody v přílohách. Jednotlivá pracoviště jsou propojena hlasitě hovořícím telefonem.

Válcové prstence tepelně zpracované žíháním na odstranění pnutí a strojně opracované na drsnost 25 μ byly ve vodorovné poloze sestaveny v sekci přivařením 14 skob na vnitřní ploše prstenců. V místě začátku svaru byla přivařena začáteční kokila (obr.5 poz.3). Sekce bylo ustavena na polohovadle tak, aby začátek svaru se nacházel 15° nad horizontálním průměrem. Celý komplex zařízení byl prověřen svařením začátku a konce svaru na zkušebním segmentu připevněné k čelní ploše sekce.

Svařování bylo započato v začáteční kokile vnitřním automatem navedením struskové lázně. Po navedení struskové lázně svarový pohyb se uskutečňoval periodickým otáčením sekce. Režim svařování je přiveden v tabulce č. 1. Po dosažení svarové lázně polohy dle obr. 6c, provedena záměna vnitřního automatu vnějším v průběhu 14 vteřin. Poloha hubic při svařování prů-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

běžné části svaru je uvedena na obr. 6a. Vnitřní pevná vložka formující zámkovou "spojnici" (obr.5 poz.2) byla vyjmuta ze spáry po zavaření 1 m svaru. Spojnice zámku vyžadovala jen nepatrné úpravy drážkovací elektrodou. Skoby spojující prstence byly postupně upalovány při jejich příchodu k vnitřnímu automatu acetylen-kyslíkovým plamenem. Po zavaření poloviny svaru byla přivařena vývodní kokila (obr. 7, poz. 4). Periodické otáčení se předpokládalo uskutečnit automaticky v závilosti od polohy kovové lázně prostřednictvím čidel umístněných v přílož-kách fomujících svar.

Struska z tavidla VÚS-5F mající "krátký"interval tuhnutí zakrystalisovala na čidlech a tím je isolovala od kovové lázně, takže automatiku nebylo možné použít. Sekce se otáčela periodicky ručním zapínáním polohovadla. Periodické otáčení způsobilo při relativně krátké sekci její zpříčení na polohovadle, takže svařování po zavaření cca poloviny svaru muselo být přerušeno. Teplota v místě přerušení byla udržována plynovými hořáky v rozmezí 100-150°C. V průběhu 4 hodin byl svar v místě přerušení vypálen pod uhlem 45° acetyleno-kyslíkovým plamenem, přivařena pomocná kokila a vyrovnána sekce na polohovadle. Navázání svaru bylo provedeno známým způsobem /1/. Svařování pokračovalo při nepřetržitém otáčení sekce (rychlost otáčení se rovnala rychlosti svařování). Před příchodem spojnice zámku do polohy dle obr. 6c byla zámková partie nahřáta plynovými hořáky na teplotu 150°C, zbytek svaru (obr. 8) bylo provedeno při nehybném prstenci vertikálním pohybem automatu. Celková doba svařování byla 30 hodin.

Průměrné příčné smrštění svaru měřené na základě 400 mm bylo 7,5 ± 2 mm, střední vnitřní průměr v místě svařování se zmenšil o 1 mm. Při 100% defektoskopické kontrole svaru provedené ultrazvukem po svařování a tepelném zpracování normalisací a popuštěním nebyly zjištěny vady. Makrovýbrus "křížového" spoje elektrostruskových svarů před tepelným zpracováním je na obr. 9.

154

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Z á v ě r :

1) Popsanou technologii svařování podélných, šikmých a obvodových elektrostruskových svarů lze považovat za vyhovující. Ve svarových spojích nebyly zjištěny necelistvosti.

2) Použité svařecí automaty A-535-K a A-372-R pracovaly spolehlivě. Specielní polohovadlo pro otáčení rozměrných sekcí pracovalo uspokojivě. Otáčení sekce v průběhu svařování musí být nepřetržité.

3) Po elektrostruskovém svaření prstenců sekce dostačí tepelné zpracování žíháním na odpnutí. Po svaření celé sekce provede se normalisace a popouštění. Strojní opracování celé sekce vzhledem k malým deformacím po provedení obvodového svaru není nutné.

4) Provedená práce ukázala na reálnou možnost výroby rozměrných sekcí tlakových nádob elektrostruskovým svařováním.

L i t e r a t u r a :

/1/ Institut elektrosvarki. Elektrošlakovoja svarka. Mašgiz 1959 Moskva.

/2/ Bečka. Operativní svařitelnost prstence velkých rozměrů. Zvaranie č. 10/1961.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

DIE SICHERHEIT DER GESCHWEISSTEN DRUCKBEHÄLTER AUS STÄHLEN HÖHERER STRECKGRENZEN

Z. Dráb
Anstalt der technischen Überwachung
Prag, ČSSR

0. E i n l e i t u n g

Die moderne und insbesonders "die schwere" Chemie stellt an die Konstruktion der Druckbehälter, als Grundelement der Chemie-Apparate, immer grösere Anforderungen. Steigender Arbeitsdruck und wachsende Abmessungen der Behälter leiten deswegen den Konstrukteur zur Wahl der Stähle höherer Streckgrenzen.

Bei der Beurteilung der Sicherheit der Behälterkonstruktion genügen nicht mehr dem Konstrukteur die Kriterien der derzeit gültigen Vorschriften. Die gesetzlichen Bestimmungen lassen hier zwar keine Lücke in der Verantwortung des Erzeugers frei, denn sie verlangen vollkommene Übereinstimmung der Festigkeitsberechnung des Druckbehälters mit dem gegenwärtigen Stand der Wissenschaft und Technik, doch weder Vorschriften noch die Berechnungsrichtlinien geben nicht dem Konstrukteur die Anzahl der für die Sicherheit des Behälters entscheidenden Zustände an.

Hier soll gleich betont werden, das für die Sicherheit der geschweissten Druckbehälter aus Stählen höherer Streckgrenzen diejenigen Zustände entscheidend sind die in jeweiligen Vorschriften nicht festgelegt sind. Deshalb unterziehen wir in dieser Abhandlung die Konzeption der Vorschriftsberechnungsrichtlinien einer Analyse,

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

um einerseits die aus den angenommenen Grenzzuständen folgenden Kriterien zu definieren, anderseits um beim Vergleich der Ergebnisse der Vernichtungsversuche an Druckbehälter auf einen Hauptgrenzzustand hinzuwiesen der entscheidend für deren Sicherheit d.i. die Einschränkung der plastischen Deformationsfähigkeit ist.

1. Die Konzeption der gegenwästigen Berechnungsrichtlinien und Materialvorschriften für Druckbehälterbau

Unsere, so wie auch ausländische derzeitige Vorschriftsrichtlinien für Festigkeitsberechnung der durch inneren Überdruck beanspruchten Druckteile wenden grundsätzlich die Beziehung der Membranspannung innen beanspruchten Mantels unendlicher Länge an, die Form und Belastung betreffend und den Begriff zulässige Spannung was die Eigenschaften des Konstruktionsmaterial betrifft /1/, /2/, /3/.

Abhesehen von der empirischen Regel vom Ersatz des durch eine Öffnung weggenomenen Querschittes mit den Versteifungsquerschnitten ist es möglich die genannte Konzeption folgend auszudrücken:

$$f_1 /s, R/ = f_2 /p, \sigma_d/ \quad \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots (1)$$

wobei:

- s - Dicke der Wandungen
- R - Hauptabmessung des Druckteils
- p - innerer Überdruck
- σ_d - zulässige Spannung

Wie ersichtlich, sind weitere Einflüsse nicht berücksichtigt, wie z. B. abweichende Elastizität der zusammen verbundenen Druckteile verschidener Form, Spannungskonzentrationen an den Ausschnitträndern, Stutzen, Stützen und ähnliche Teile mit zusätzlichen Belastungskräften, doch nicht die Elastizität der gesamten Form des Behälters. Von den äuseren Belastungen sind auch andere nicht berücksichtigt wie, das Eigengewicht des gefüllten Behälters, die Wirkung der Reaktionskräfte aus den Kompensationskräften anschliesender Rohrleitungen, aus den dynamischen Kräften der strömenden Arbeitsmedien, aus den Kräften der Witterungseinflüsse u.s.w.

157

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Es ist bekannt, dass bisher der Konstrukteur nur selten eine vollkommene Analyse des Spannungszustandes an einem Behälter durchführt. Wenn schon, dann berüchsichtigt er nur diejenigen Spannungen, die aus äusseren Belastungskräften resultieren und zwar auch im Falle der unstationären Zustände. Innenspannungen in der Wandungen, welche durch technologische Einflüsse bei der Erzeugung entstehen, berüchtigsichtigt man noch nicht und es wurden auch sehr wenige Messungen dieser Spannungen durchgeführt. Was betrifft das Konstruktonsmaterial, berücksichtigt man noch nicht alle Eigenschaften die für Sicherheit des Behälters entscheidend sind, wie die Fähigkeit des Materials für Übertragung lokaler Spannungskonzentrationen, Elastizitätseigenschaften, Inhomogenität des Grundmaterials und der Schweissverbindung u. dergl. Weiter berüchsichtigt man nicht die Abweichungen von der idealen Form, in gewissen Mass auch nicht die Gehler in den Schweisnahten und im Grundmaterial. Alle diese Einflüsse muss man in dem Begriff "zulässige Spannung" gegebenenfalls in dem Begriff Schweissfaktor berücksichtigen. Die zulässige Spannung ist dann ein Teil des charakteristischen Material-Wertes, welcher an Prüfstäben bei der einachsigen Spannung gemessen wurde, daher nicht in demselben Spannungszustande wie er in dem betreffenden Konstruktionselemente des Behälters herrscht, Die abweichenden mechanischen Eigenschaften der Schweissverbindung berücksichtigt man blos mit einem Wert des Schweissfaktors für Beanspruchungen aller Art auch wenn sie bei diesen sich anders auswirken /2/. Wenn wir folgende Tatsachen berücksichtigen:

1. das geschweisste Druckbehälter komplizierter Form bis derzeit nach solchen Richtlinien konstruiert wurden, die auf Versuchresultate und Messungen auf den Konstruktonselementen basieren, welche aus Kohlenstoffstählen der Kesselqualität hergestellt wurden (also Stähle, deren grosse Plastizität der Behälterwandung einen Abbau der Spannungsspitzen, welche die Streckgrenze überschreiten und eine neue Lage mit gleichmässigeren Spannungszustande einzustellen erlaubt, d.h. eine Funktion der plastischen Gelenke),
2. dass diese Behälter auch überwiegend aus weichen Stählen hergestellt wurden,
3. dass der Konstrukteur in der Festigkeitsberechnung für den charakteristischen Wert der kleinsten statistisch aus einer grossen Anzahl der Schmelze festgestellten Wert d.h. den Minimálwert nach Normen einsetzt,

dann kommen wir zu der Folgerung, dass die Membranspannungen der genan-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

nten Behälter sich bei 0,5 fach wirklicher Streckgrenze ev. bei 0,3 fach wirklicher Zugfestigkeit bewegt. Daher ist die Sicherheitsreserve so hoch, dass es kaum zu einer Zerstörung des Behälters während des Betriebes kommen könnte, und wenn es bei einer Überlastung zu diesem Fall käme begrenzt die Reserve der Materialplastizität die Folgen meistens nur in einer Richtung.

Wird diese Sache auch so aussehen wenn wir auf Stähle höherer Streckgrenzen übergehen?

Will man auf diese Frage eingehen, dann sind ausführliche Kenntnisse des plastischen Verhaltens dieser Stähle in den Konstruktionselementen der Druckbehälter während ihrer sämtlichen Arbeitsbedingungen notwendig.

2. Plastische Eigenschaften der Stähle für den Druckbehälterbau

Zur Beurteilung dieser Eigenschaften dient neben der Kerbschlagprobe und Biegeprobe üblicherweise auch der Wert des Verhältnisses σ_{KT}/σ_{pr} aus der Zugprobe. Für Kohlenstoffstähle der Kesselqualität beträgt dieser Wert 0,58 bis 0,62, für niedrig legierte 0,65 bis 0,75, für Kohlenstoffstähle höherer Streckgrenzen 0,65 bis 0,75, für legierte 0,8 bis 0,85 und für legierte gehärtete und vergütete bis 0,95 wie in Fig. 1 darstellt. Daraus geht auch hervor, dass proportional zur wachsenden Streckgrenze beim selben Sicherheitsbeiwert das Verhältnis der zulässigen Spannung zur Festigkeit steigt, jedoch gleichzeitig der Sicherheitsgrad sinkt und sich auch das Gebiet der plastischen Deformationen verringert. Haben die genannten Stählen bei der Zugprobe eine Dehnung δ_5 vorschriftsgemäss mindestens 14 % lässt sich nach der Verformungsart des Prüfstabes auf den Charakter der Störung des Druckbehälters nich schliessen.

Eine Vorstellung hievon geben nur die Destruktionsversuche den ganzen Behälter. Im ersten Fall handelt es sich um nahtlose Kesselkammern mit flachem Böden und mit drei Reihen UP angeschweissten Stützen desselben Verschwächungsbeiwerten. Die Werte des Grundmaterials sind in Taf. 1 angegeben.

159

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Čís. komory	C	Mn	Si	Cr	V	Mo				
6.	0,20	0,42	0,23	-	-	-	31,0	48,0	0,64	27,3
7.	0,11	0,58	0,25	0,49	0,26	0,47	39,4	59,9	0,66	20,8
8.	0,13	0,49	0,24	0,49	0,28	0,90	42,9	61,2	0,70	24,5

Taf. 1

Bei der Kammer No 6. aus Kohlenstoffstahl der Kesselqualität verlief der Bruch in der plastisch vorformten Wand, siehe Fig. 2, regelmässig in der Axialebene. Dagegen hatte die Destruktion der Kammer No 7. aus niedriglegierten Kesselstahl einen typisch spröden Charakter, wie in Fig. 3a und 3b. sichrbar ist. Wenn wir, für einen Vergleich, nach der "Vorschrifts" Formel für Membranspannung die Werte der "fiktiwen" Spannung beim Destruktionsdruck berechnen, siehe Taf. 2, dann zeigt sich dass das Verhältnis σ/σ_{pt} für die Kammer No 7. das kleinste ist. Aus dem Verlauf des Trennungsbruches des flachen Bodens in Fig. 3b geht hervor, dass die Störung durch Wurzelkerb in seiner Schweissverbindung ausgelöst wurde.

Nach der Beseitigung der Konstruktionskerbe und womöglich auch der technllogischen Kerbe in der Schweisswurzel bei der Kammer No 8. stieg das Verhältnis σ/σ_{pt} auf demselben Wert wie bei der Kohlenstoffstahlkammer No 6, doch der Spröde Bruchcharakter der Destruktion blieb - Fig. 4.

Im weitern Versuch wurde eine glatte Kesseltrommel, bestehend aus nahtlosen Mantel und angeschweissten halbkugeligen Böden mit Abmessungen nach Fig. 5 durch statichen Überdruck destruiert. Die chemische Analyse und mechanische Eigenschaften sind in Taf. 3 enthalten.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Kammer No	D_2/D_1	Experiment. Konstrukt. druck p_k atü	Destrukt. druck p_p atü	Sicherheitsgrad x	Spannung kp/mm²	Verhältnis Pt
6.	1,23	156	770	4,88	59,5	1,24
7.	1,26	330	1 080	3,27	61,5	1,02
8.	1,20	342	1 010	2,97	75,5	1,24

Taf. 2

Die verfolgten Werte sind in Taf. 4 enthalten. Es handelt sich wieder um einen Sprödbruch, siehe Fig. 6, bei welchem die kinetische Energie der Splitter ziemlich frosa war, sodass die Umgebung selbst bei Benützung von hydraulischem Druck in einer Entfernung von etwa 30 m gefährdet wurde. Aus dem Verhältnis σ/σ_{Pt} geht hervor, dass bei der Destruktion weder die Spannung den Wert der Bruchfestigkeit und damit auch nicht den Sicherheitsgrad die vorgeschriebene Höhe erreicht d.i.:

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo				R	
0,21	1,43	0,30	0,09	0,06	0,43	38,3	55,1	24	9,9	0,70

Taf. 3

Experiment. Konstrukt. druck p_k atü	D_2/D_1 k	Destrukt. druck p_p atü	Sicherheitsgrad x	Spannung kp/mm²	Verhältnis
307	1,13	600	1,96	47,6	0,86

Taf. 4

$$x_c = \frac{\sigma_{pl}}{\sigma_d} = \frac{1,6 \cdot \sigma_{pl}}{\sigma_{kt}} = \frac{1,6 \cdot 55}{39} = 2,26$$

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Nach /4/ beträgt der Berechnungsdruck bei welchem der plastische Zustand an der inneren Oberfläche entsteht:

$$p_1 = 0{,}57 \cdot (k^2-1)/k^2 \cdot \sigma_{Kt} = 0{,}57\,(1{,}13^2-1)/1{,}13^2 \times 3900 \doteq 500\ at\ddot{u}$$

und der Druck bei welchem der plastische Zustand die äussere Oberfläche erreicht:

$$p_2 = 1{,}15 \cdot \ln k \cdot \sigma_{Kt} = 1{,}15 \cdot 0{,}1267 \cdot 3900 \doteq 570\ at\ddot{u}$$

Die tensometrischen Messungen waren im Einklang mit der genannten Berechnungswerten und hatten den linearen Verlauf der Dehnung bis 550 atü erwiesen. Das Verhältnis $p_1/p_k = 500/307 = 1{,}63$ stimmt mit dem vorgeschriebenen Sicherheitsbeiwert überein. Also der Druckbehälter im Umfang der elastischen Deformationen erfüllt die vorgeschriebene Anforderung obzwar es sich, was interesant ist, um ein fehlerhaftes Schmiedestück mit normmässig unzulässigen Innendefekten handelt. Vom Verlauf des Trennbruches B in Fig. 7, die den abgewickelten Trommelnungsspitze in tangentialer Richtung, die an der Stelle der Verbindung des zylindrischen Mantels mit halbkugeligem Boden liegt, hervorgerufen wurde. Von dem Höhstwert dieser Spannung, der nach /5/ das 1,037 fache der Membranspannung des zylindrischem Mantels beträgt und von deren flachen Verlauf, wie Fig. 8 darstellt, geht heraus, dass die Plastizität des Materials zu niedrig und für Abbau der Spannungsspitzen in den üblichen Konstruktionselementen der Druckbehälter aus weichen Stählen ungenügend ist.

Dazu ist zu bemerken, dass sich die gennanten Verhältnisse mit wachsenden Inhomogenität der grossen Schmiedestücke verschlechtern und erweist es sich bei grösseren Abmessungen als notwendig, die zulässigen maximalen inneren Fehler im Grundmaterial und Schweissverbindung in Abhängigkeit von Wanddicke und Behältergrösse berechnungsweise zu bestimmen und auch nachprüfen.

Soll man, wie es bei höher bewerteten Schweissnähten erforderlich ist, in der Schweissverbindung dieselbe Bruchfestigkeit wie im Grundmaterial erreichen, ist es notwendig, solches Zusatzmaterial benützen dessen Schweissgut höhere Legierungen als das Grundmaterial enthalten. Dann liegt aber die Streckgrenze und das Verhältniss σ_{Kt}/σ_{Pt} höher. Höhere Legierungen in Stählen höherer Streckgrenzen verursachen bei steilem Temperaturabfall in die Übergangszone der Schweissverbindung ziemlich höhere Aushästung und eine damit verbundene Verkleinerung der Plastizität. Wegen dieser Er-

162

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

scheinungen stellt die Schweissverbindung zu dem umgebenden Grundmaterial eine Stelle höherer Starrheit dar, welche in der Behälterwandung die Funktion des plastischen Gelenkes einschränkt, sodass bei der Deformation die Spannung im Übergangsquerschnitt spitzenartig steigt, was zu Rissen führt. Ausserdem ändert sich Inhomogenität, besonders bei dickeren Blech auch quer über die Scheissverbindung. Der beschriebene Zustand wird an einer Biegeprobe des Schweissverbindungsquerschnittes demonstriert, Fig. 9, welche unter denselben Vorschriftsbedingungen wie für Grundmaterial gebogem wurde. Der Riss entstand dort wo die Aushärtung am grössten war, obzwar die Biegeversuche an längsorientierten Normagemässstäben mit gutem Erfolg durchgeführt wurden.

3. Z u s a m m e n f a s s u n g

Für extreme Arbeitsbedingungen der Druckbehälter in der Chemie-Industrie einerseits und die spezifische Eigenschaften der Stähle höherer Streckgrenzen anderseits, wird es notwendig sein, die vorschriftliche Berechnungsrichtlinien einer systematischen Analyse zu dem Zwecke zu unterziehen, damit die neue Konzeption alle für die Sicherheit dieser Druckbehälter entscheidenden Grenzzustände berücksichtige. Gegenwärtig stehen nur wenige beglaubigte Erkenntnisse für Stähle höherer Streckgrenzen zu Verfügung, sodass die genannte Anforderung neuerer Konzeption der Berechnunsrichtlinien eine Anspruchvolle und langfristige Aufgabe darstellt.

In den angeführten Beispielen wurde im Vergleich mit weichem Kohlenstoffstahl auf die höhere Empfindlichkeit der Stähle höherer Streckgrenzen hingewiesen und zwar:

- auf die Konstruktionskorbe, der bei weichen Stählen üblicherweise sind,
- auf die Spannungsspitzen in den Wandungen,
- auf die innere Inhomogenität der mechanischen Eigenschaften in Behälterwandungen, besondrs in Scheissverbindungen.

Gleichzeitig machen diese Beispiele aufmerksam, dass es notwendig wird, die Stähle höhere Streckgrenzen einer systematischen Untersuchung schon von dem Standpunkte der neueren Konzeption der Be-

163

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

rechnungsrichtlinien d.h. nicht an Prüfstäben sondern an Versuchsbehältern mit Konstruktionselementen narürlicher Grösse zu unterziehen.

Weiter aus diesen Versuchen kann man schliessen, dass für einzelne Stähle bei jeder Temperatur ein gewisser Grenzwert der Bruchfestigkeit betreffs das Verhältnis σ_{Kt}/σ_{Pt} besteht, bis zum welchem für die Sicherheit der plastische Grenzzustand und über welchem der elastische entscheidend ist. Darauf weist, nach /8/, auch das Ergebniss der Destruktionsversuche glatter zylindrischer Behälter aus Stählen verschiedener Bruchfestigkeit und Kerbschlagzähigkeit in Abhängigkeit zum Störungscharakterhin, siehe fig. 10. Wenn wir in dieses Diagram die Minimalwerte der Kerbschlagzähigkeit für eizelne Bruchfestigkeiten des Grundmaterials oder der Schweissverbindungen eintragen in Linie b so der Schnittpunkt einen Grenzwert im gennanten Sinne darstellt. Zur praktischen Ausnützung dieser Erkentnis wird es notwendig sein diese Abhängigkeiten für verschidene Druckteile, sowie auch für alle Stähle und derren Schweissverbindungen zu beglaubigen. Mit Rücksichtigung der Abhängigkeit von der Temperatur und der Wanddicke ist auch diese Aufgabe umfassend.

Wir sind aber überzeugt, dass durch wirksame Mittarbeit der Fachleute aller Länder diese Probleme zu gemeinsamem Nutzen gelösst werden.

S c h r i f t t u m

/1/ Předpisy ÚTD: Předpisy a technická pravidla pro stavbu opravy a umístění par. generátorů. Předpisy a technická pravidla pro stavbu a opravy tlak. nádob stabilních. Předpisy a technická pravidla pro kovové tlakové nádoby k dopravě plynů. Směrnice pro výpočet pevnosti tlak. částí parních generátorů (Praha, ÚTD 1961).

/2/ J. Němec: Výpočty pevnosti tlakových nádob (Praha 1962, SNTL)

/3/ W.B. Carlson: Pressure Vessel Design Requirement in the Future (Weldig Journal N.Y. Vol. 40. June 1961)

/4/ E. Siebel: Die Festigkeit dickwandiger Hohlzylinder (Konstruktion 3. Jahrgang 1951 Heft 5).

/5/ Brownnell, Young: Process Equipment design (John Wiley & Sons. New York 1959).

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

/6/ J. Němec : Mezní stavy pevnosti velkých těles a nádob namáhaných při snížených teplotách (SNTL Praha, Strojírenství toč. 1962 čís. 1).

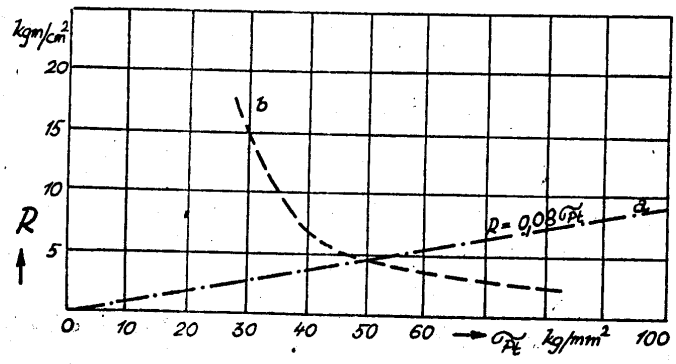
/7/ L.C. Bibber: Suitability of Quenched and Tempered Steels for Pressure Vessel Construction (Welding Journal N.Y. Suppl. 34, No 9.1955).

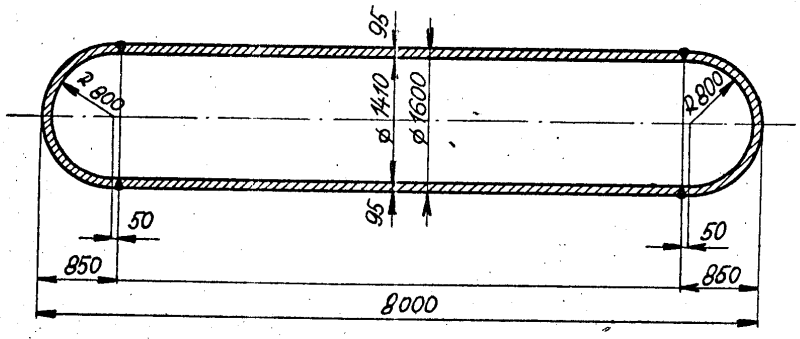
/8/ K. Schaar : Die Beurteilung der Sprödbruchsicherheit im Druckbehälterbau. (Technische Überwachung, VdTÜV Essen, Band 2. No 3,4).

165

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

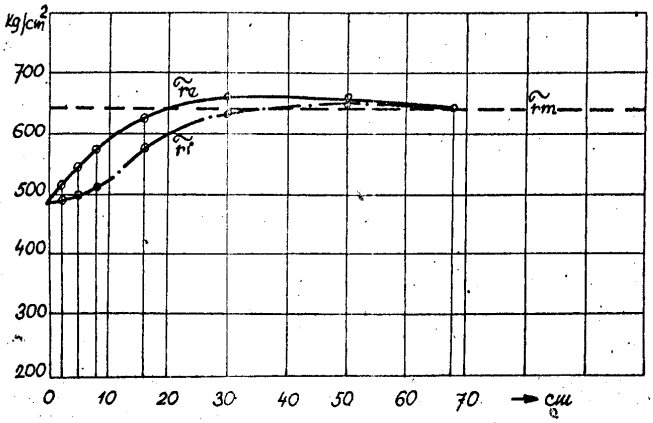


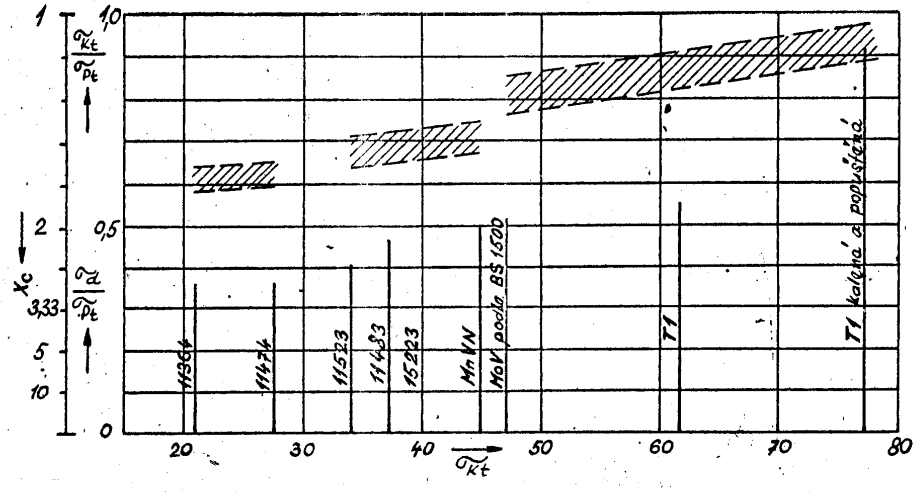


166

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1





167

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

VÝVOJ A VÝROBA VYSOKOTLAKÝCH SVAŘOVANÝCH DVOUPLÁŠŤOVÝCH NÁDOB VELKÝCH ROZMĚRU.

Ing. Prchal Jozef

Královopolská strojírna
Brno, ČSSR.

Možnosti realisace všech těžkých chemických technologií, obzvláště v oblasti vysokých tlaků a teplot závisí plně na vývoji a úrovni strojírenského průmyslu. Technologická omezení jsou obzvláště citelná ve výrobě rozměrných a vysoce náročných vysokotlakých zařízení; lze oprávněně říct, že v této oblasti úzce závisí úroveň projekčního řešení chemicky-technologické jednotky od stupně vývoje strojírenské konstruktérské mysle, která sice nepřímo, ale velmi intensivně ovlivňuje výkonové charakteristiky, provozní vlastnosti jakéhokoliv moderního chemického závodu. Odraz tohoto tvrzení snadno nalezneme ve skutečnosti, že v rozsahu několika posledních desetiletí nepozorujeme obzvláštní změny v chemické technologii využívající vysokých tlaků; na rozdíl od toho ale vidíme bouřlivý vývoj, neustálé hledání a zdokonalování konstrukčních řešení a technologie výroby příslušné aparatury. Využívá se vždy mezních možností těžkého strojírenství, doprovázených nutností vynaložit velké organisační úsilí, materiální fondy i finanční prostředky. Tato skutečnost je současně nejlepším důkazem toho, že výrobu vysokotlakých zařízení lze v mnoha ohledech považovat

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

za vrchol chemického strojírenství; prokazuje se to také velmi malým počtem výrobců, exponovaných v této oblasti ve světovém měřítku.

Odborníci dobře znají zajímavou historii vzniku, zavedení a rozšíření vinutých nádob v technice vysokých tlaků, které mnohdy ještě dnes se považují ze nejlepší technické řešení. Současně s vinutými tělesy zachovávají si však převládající význam (obzvláště ve střední oblasti vysokých tlaků 320 - 450 atp) také tělesa plnostěnná, t.j. obyčejně kovaná pod obřími lisy. Bylo by možno uvést dlouhý bibliografický seznam pramenů, popisujících výhody i nedostatky toho kterého řešení; omezíme se na stručnou charakteristiku, vycházející ze skutečnosti, že jde o absolutně nejrozšířenější konstrukční koncepce, které jsou plně zvládnuty československým těžkým průmyslem, a které posloužily východiskem pro další slibný vývoj v této oblasti.

Kovaným plnostěnným tělesům se především vytýká nehospodárnost zaviněná součtem několika nepříznivých vlivů, jako jsou:

a) nutnost použití nejtěžšího metalurgického a strojního zařízení s vysokou režií - váha odlévaných ingotů dosahuje 250 - 300 tun, potřebný lis musí vyvíjet tlak kolem 12000 i více tun, vyžadují se velké pece a zařízení pro tepelné zpracování, obří obráběcí a zvedací stroje a velké výrobní plochy; při tom všem existuje značné zmetkové risiko a vysoké procento odpadu cenného materiálu (50-70), omezení max. rozměrů použitým zařízením;
b) jednoduchý charakter stěny nutí použít stejně kvalitní materiál pro celý průřez nádoby nezávisle na skutečnosti, že korosivním a tepelným vlivům podléhají nejvíce vnitřní vlákna;
c) protože jde o tlustostěnná tělesa, namítá se obyčejně, že nerovnoměrnost napětí po tloušťce stěny také zavinuje špatné pevnostní využití obyčejně vysocehodnotných ocelí; tato skutečnost má však význam u obzvláště vysokých tlaků (řádově nad 700 atp) a je impulsem pro používání různým způsobem předepjatých stěn;

169.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

d) velké průřezy stěn a také faktor měřítka spolu se skutečností obtížné kontroly na vnitřní vady výkovků velkých rozměrů zvětšují nebezpečí vzniku mezních stavů a křehkého lomu.

Přes tyto bezesporu velké nedostatky převládají doposud kovaná tělesa jak ve výrobě, tak i v chemických provozech; je zřejmé, že mimo určitou setrvačnost a konservativnost zde hraje roli relativně vysoká provozní bezpečnost a nenáročnost, v některých zemích i nedostatečné vytížení těžkého ocelářského průmyslu.

Výše uvedené nedostatky kovaných těles byly mohutným impulsem pro hledání a vývoj nových konstrukcí; existuje snad přes 60 seriosnějších technických řešení, popsaných v běžné nebo patentové literatuře; přísnost přirozeného výběru a velká složitost problému však mají na svědomí, že jenom velmi málo z nich se dožilo realisace, a jen ojedinělé - většího rozšíření. Ve většině případů jde o snahu zjednodušit výrobní technologii a konstrukci jejím zdánlivým komplikováním, které spočívá v rozdělení obou hlavních funkcí tlakové nádoby - těsnosti a pevnosti - do různých konstrukčních elementů. Největší význam ze všech těchto konstrukcí mají mnohovrstvé nádoby, navržené prof. Jasperem a vyráběné firmou Smith, rozšířené hlavně v USA, a vinuté nádoby, navržené dr. Schierenbeckem a rozšířené hlavně v Německu a Evropě. První z nich mají zcela specifické problémy svařování a řešení otázky difuse plynů, které omezují oblast možného použití, druhý způsob lze na základě našich i zahraničních zkušeností považovat v současné době za zastaralý dík netušenému rozvoji technologie svařování velkých tlouštěk a kontrolních metod. Pokusíme se to prokázat stručným výkladem historie vinutých těles, i jejich vlastností, které byly podrobně studovány během několikaletého výzkumu a výroby těchto těles v ČSSR.

Koncepce vinutých těles, jejímž autorem je vlastně nepdborník dr. Schierenbeck, zvítězilave známé soutěži návrhů náhradní výroby vysokotlakých těles v Německu, chystajícím se k válce. Běžnými způsoby nebylo možné vyrobit

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

potřebný počet těles k výstavbě závodů syntetického benzínu v tak krátké době. Skutečně, pro přijetí této koncepce hovořila řada výhod, především:

a) velmi nenáročné výrobní zařízení, které navíc mohlo být získáno adaptací (těžký soustruh);
b) relativně vysoké využití výchozích materiálů, malý odpad, krátký výrobní cyklus a nevysoké nároky na kvalifikaci dělníků;
c) možnost kombinace materiálů, t.j. použití drahého korosivzdorného materiálu jen na jádrovou trubku;
d) využití předpětí, vzniklého navíjením teplého pásku, na vytvoření takového stavu vnitřních pnutí v konstrukci, který vyrovnává špičky provozních namáhání;
e) vytvoření velkého průřezu složením malých elementů, čímž se snižuje nebezpečí křehkého lomu a šíření trhlin;
f) prakticky výrobně neomezené rozměry (jen zvedací kapacitou, obráběcím parkem a možnostmi dopravy).

Značné rozšíření této metody však není jednoznačným důsledkem těchto předností, byla to však jednak válečná nutnost, jednak nedostatek informací při zavádění této výroby v jiných zemích po druhé světové válce, protože ruku v ruce s těmito výhodami jsou i velké a bohužel neodstranitelné nedostatky.

Je více než zřejmé, že rovnoměrná kvalita používaných profilových pásků u této metody je hlavním ukazatelem budoucích pevnostních vlastností vinutého tělesa. Opodstatněnost tohoto tvrzení vyniká, když si uvědomíme, že modul pružnosti ocelí má velmi vysokou hodnotu; v důsledku toho i relativně malé vůle, nebo přesahy na pracovních plochách pásků, přenášejících zatížení, vyvolávají při jejich vymezování vysoké mechanické parasitní namáhání. Plyne z toho požadavek co možno nejvyšší přesnosti profilu; protože však běžně používané délky pásků na průměrnou nádobu dosahují hodnot 8-14 Km, je jedině ekonomicky přijatelnou metodou válcování profilu za tepla na běžných tratích.

Rozborem mnoha zkoušek a odstraněním některých závad

171

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

bylo zjištěno, že je prakticky možné podstatné zvýšení přesností vývalků, které v podmínkách hrubého válcířského prostředí je naprosto vyjímečné - ± 0,2 až ± 0,1 % na rozměr. Cesta k tomuto výsledku byla neobyčejně obtížná, protože příčin odchylek bylo mnoho - počínaje nemožností přesného kalibračního přepočtu na "teplý rozměr" válcovacího kalibru, přes nepřesnosti mechanického opracování válců, až k nepřesnostem válcovacího zařízení (hlavně axiální posuvy válců oproti sobě a opotřebení kalibrů, kolísání teplot atd.).

Problémy a pásky nekončí jen u válcování. I v případě vysoké přesnosti vývalků musíme mluvit o tolerančních úchylkách a o určení lícovací skupiny pro spodní a horní stranu profilu. Setkáme se zde s protichůdnými požadavky: pevnostně nejvýhodnější jsou pásky s malými zaručenými přesahy na pracovních plochách - stěna, navinutá z těchto pásků by mohla přenášet všechny zatížení bez plastických deformací, takto vyrobené pásky se však velmi špatně navíjí, protože vlivem statické neurčitosti dosedají jednostranně, a v extrémních případech mohou vzniknout těžko kontrolovatelné vady navíjení s velmi seriosními důsledky. Naopak, pásky se zaručenými vůlemi se navíjí bez sebemenších potíží; hotová nádoba však při první tlakové zkoušce vymezením součtu těchto vůlí získá plastickou deformaci jádrové roury, je i nadále axiálně "měkká", prohýbá se značně vlastní vahou a pod. Optimálním technickým stavem bude tedy zřejmě přechodné uložení za předpokladu, že statistické maximum rozložení rozměrů bude na straně nepatrných vůlí.

Dalším velkým problémem vinutých těles je otázka předpětí. Je prokázáno, že u nádob, vyráběných "klasickým postupem", t.j.ohřevem pásku nad A_{c3} navinutím na povrch nádoby a chlazením neurčité intensivnosti lze buď vyvolat v pásku zákalné struktury s radikálním poklesem plastických vlastností, nebo naopak při chlazení méně intensivním - vyvolat v páscích předpětí, které přesahují mez průtahu. V ČSSR byl proto použit nový způsob, který dává možnost sladění těchto jevů, a navíc také má vlast-

172

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

nost regulovatelnosti předpětí podle požadavku pevnostního výpočtu.

Vinutá nádoba je tedy v mechanickém smyslu systém neobyčejně složitý, mnohonásobně staticky neurčitý. Použijeme-li termín ze slovníku kybernetiky, je to "systém s vysokým stupněm degenerace". I při nejpečlivější výrobě nelze dosáhnout ideální kontakt mezi dotýkajícími se povrchy a proto navinutá stěna je jen složitým systémem vůlí a přesahů s velmi komplikovanou deformační relací. Lze ovlivňovat nepříznivé projevy těchto faktorů, nelze je však úplně odstranit.

Přes celou řadu základních technologických změn ve výrobě a konstrukci vinutých těles v ČSSR, které zvýšily jejich kvalitu, a přes dobré výsledky, vycházeje z výrobních zkušeností, velkého počtu experimentů, měření a zkoušek, považujeme koncepci vinutých těles v současné době za zastaralou. Integrálním nedostatkem vinutého tělesa je jeho deformační a pevnostní rozptyl prokázaný mnoha tensometrickými měřeními, které spolu s korosivním působením media může vést ke vzniku trhlin, obzvláště v příčných svarech. Zastaralost koncepce tedy prokazuje na jedné straně pokrok kontrolní a měřící techniky, který umožnil přesvědčivé odhalení všech pevnostních nedostatků vinutých těles, jednak úspěchy svářecí techniky, která umožňuje dnes již spolehlivé spojování velkých tlouštěk materiálu.

Nehledě na tak pesimistické hodnocení vidíme možnosti využití jinak originální technologie navíjení profilového materiálu za tepla v jiných oblastech. Úspěšně se zkouší bandažování ocelářských kokil, které jiným způsobem jde uskutečnit jen obtížně; očekávaný efekt bude 2-3 násobné zvýšení životnosti.

Výše uvedené skutečnosti a závěry posloužily v Královopolské strojírně za výchozí bod dalšího vývoje. Pečlivou analýsou výhod a nedostatků bylo umožněno navrhnout novou koncepci, založenou v podstatě na sloučení výhod vinutých a kovaných těles. Vznikla tím koncepce dvouvrstvého svařovaného tělesa.

Základem konstrukce, i když ne hlavním elementem pev-

173

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

nostním, je opět centrální trubka, avšak hladká. Tím je umožněno použití materiálové kombinace, což značně snižuje výrobní náklady a navíc odstraňuje problém svařování velké tloušťky korosivzdorné oceli. Jádrová trubka slouží současně jako montážní trn, který nesmírně zjednodušuje řadu montážních operací. Tloušťka jádrové trubky se pohybuje v mezích 20-30 mm; je oboustranně obrobená. Vyrábí se běžným kotlářským způsobem, zkružením a svařením plechů. Na tuto trubku se s přesahem za tepla nasazují tlustostěnné luby, dlouhé 2-3 m, všestranně obrobené a s připravenými úkosy pro svár.

Lub lze vyrobit buď volným kováním na středním lise, nebo zkružením tlustých plechů za tepla. Velmi perspektivním způsobem je odstředivé lití.

Po nasazení lubů se provádí zavaření příčných svarů mezi luby, s předehřátím a místním žíháním. Tvar svarových úkosů může být různý, a to buď s provařením kořene svaru až na jádrovou trubku, nebo na speciální podložku, ručně, automatem, nebo elektrostruskově.

Koncové části jádrové trubky, dlouhé cca 500 - 700 mm zůstávají neobsazeny; po skončení svařování obrobí se jejich povrch na speciální pilový závit, na který se opět za tepla našroubují s přesahem koncové příruby pro závrtné šrouby na zavedení osových sil z vík. Po našroubování přírubových výkovků svaří se poslední příčné svary mezi přírubou a sousedním lubem; následuje pak žíhání celého tělesa na odstranění pnutí (cca 650°). Při konečném opracování vrtají se otvory pro závrtné šrouby s opracovávají se těsnící plochy. Těleso pak již může být smontováno a podrobeno úřední tlakové zkoušce.

Konstrukčně jde tedy o těleso, složené ze dvou elementů, silově rovnoměrně zatížených. Montážní přesah zaručuje i po vyžíhání neustálý silový a plošný kontakt, nutný pro přenos radiálních napětí; z druhé strany, koncový závit zaručuje přenos osové síly vnitřního přetlaku také do jádra, a to prakticky úměrně nosným řezům (což jest splněno společnou deformací obou elementů v osovém směru); výsledné osové na-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

pětí je tedy u obou elementů stejné, na rozdíl od vinutých nádob, kde jádrová trubka, tvořící jen 18-25% plochy příčného řezu,přenáší 50-60% zatížení.

Předpětí, vzniklé v konstrukci radiálním montážním přesahem řádově 0,4 - 0,7‰ na průměr, má po natažení dostatečnou bezpečnost vůči mezi průtahu; následujícím žíháním na odstranění svarových pnutí se snižuje na 20-25% původní hodnoty; tyto zbylé hodnoty se výhodně sečtou s pracovními napětími, čímž se sníží špička tangenciálních pnutí v jádrové trubce. V každém jednotlivém případě provádí se exaktní výpočet, který zahrnuje tyto etapy:

a) určení maximálního rozpětí dovolených přesahů a jim příslušná předpětí tangenciální, radiální a osová, včetně vlivu tření;
b) vliv žíhání na snížení těchto předpětí - se zahrnutím vlivu teploty a časové výdrže žíhání;
c) určení pracovních napětí, vyvolaných v konstrukci pracovním tlakem;
d) určení výsledných napětí adicí stavů dle bodu b, c;
e) určení optimálního pole přesahů.

Dosažení velmi malých relativních přesahů, uvedených výše, se může zdát problematické; vždyť jde o obrábění rozměrných a těžkých součástí. Kladného výsledku lze však dosáhnout ne za cenu zvýšených nákladů, ale vhodným pracovním postupem a dobrou úrovní těžkých obráběcích strojů, vyráběných v ČSSR. Zúžení tolerančního pole pro obrábění lícujících povrchů a lubů je zaručeno posloupností obráběcích operací; první je obrobení vnitřního povrchu lubů a přesné změření průměru otvoru; teprve potom obrábí se příslušné pole vnějšího průměru jádrové trubky s optimálním přesahem a běžnou tolerancí. Dosavadní zkušenosti potvrzují předpoklad o snadném dodržení tohoto jinak velmi přísného požadavku.Nehledě na několikanásobné přesné měření rozměrů obrobků před vzájemným natažením za tepla, provádí se v předem označených místech vnitřního povrchu jádrové trubky měření změn vnitřního průměru, vyvolaných přesahem. Zpětným přepočtem lze velmi jednoduchým způsobem kontrolovat jak účinnost "faktického" přesahu, tak i stav vnitřních pnutí.

175

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Vnitřní pnutí, které zůstanou v konstrukci po vyžíhání, lze změřit známými metodami, např. metodou vrtání otvorů, trepanací atd..

Ohrožení dvouvrstvé konstrukce podobného druhu by však mohlo nastat za provozu difusí plynů, obzvláště vodíku, která není zanedbatelná u vyšších tlaků a teplot. Difundující plyn by se mohl hromadit v mikronerovnostech dělící spáry; mezivrstvý tlak by vzrůstal a převyšoval by mormální tlak, odpovídající rozměrům a zatížení nádoby. Napětí v jádrové trubce by se snižovaly, ale na úkor vnějších lubů. Při snížení tlaku a teploty by přetlak proniknuvších plynů ohrožoval stabilitu jádrové trubky. Odstranění tohoto nebezpečí je velmi snadné uspořádáním jednoduchého drenážního systému, který spojuje prostor dělící spáry s vnější atmosférou. Na vnějším povrchu jádrové trubky je obroben mělký závit o velkém stoupání, který sběrnými podélnými kanály a několika otvory v lubech dává možnost volnému vyrovnání tlaků a odchodu proniknuvších plynů, Mimochodem, zapojením drenážních otvorů na měřící přístroj bylo by možno sledovat rychlost difuse a eventuelně usuzovat na těsnostní stav jádra. Drenážní systém tedy zvyšuje podstatně bezpečnost celé konstrukce, protože eventuelní trhliny nebo netěsnosti mohou být zavčas odhaleny. Zpětným tlakováním indikačního media do prostoru drenážního systému lze pak nalézt místo poruchy a snadno opravit. Tuto skvělou opravářskou možnost vinuté nádoby úplně postrádají.

Natahování tlustostěnných lubů na jádrovou trubku se uskutečňuje při teplotě cca 350°C. Tato teplota neohrožuje ani strukturu, ani mechanické vlastnosti používaných kovů; nemůže také při přirozeném chladnutí vyvolat vnitřní pnutí nebo trhliny. Při běžných přesazích zaručuje 3-4 mm vůli. Tato skutečnost je rozhodující pro volbu způsobu natahování a konstrukci příslušného přípravku. Vůle totiž, vztažena na rozměry a váhu součástí je poměrně malá. I lehký vzájemný dotyk několikatunových dílců vyvolává na malých kontaktních plochách poškození, eventuelně zadírání. To může být příčinou "zamrznutí" lubů na nevhodném místě, Nejsnadnějším

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

způsobem by bylo natahování ve vertikální poloze; je však vzhledem k běžné délce těles (do 20 m) velmi náročné na zvedací výšku jeřábů. Rozhodli jsme se proto k natahování v horizontální poloze použitím zvláštního opěrného a vodícího přípravku. Je to vozík, uložený na přesných kolejích a tažený lanem; je opatřen opěrnými kladkami, které vedou a podepírají centrální trubku, s opěrnými hranoly, na které se ukládá nahřátý lub. Vzájemná přísná souosost obou těchto systémů zaručuje snadné a rychlé zasouvání. Rychlost je zde nutná vzhledem k možnosti rychlého prohřátí tenké trubky při natahování intensivní radiací v úzké dělící spáře, které by anulovalo vůli a způsobilo by "zamrznutí lubu". I v případě, že by došlo při posouvání k lehkému dotyku vedených součástí, nedojde k zadření; oba povrchy jsou vhodně mazány, a mimo to kanálky drenážního systému fungují zde jako přerušovací protizáděrové elementy.

Šroubování koncových přírub za tepla s přesahem je poměrně náročná operace právě vzhledem k malé tepelné inerci jádrové trubky. Používá se přesného přípravku, vedeného velkým soustruhem, pomocí kterého při zachování souososti i vedení ve stoupání lze uskutečnit operaci našroubování za několik málo minut. Druhým způsobem je využití odvalovacího efektu; jestli teplá příruba visí vlastní vahou na závitu neustále ochlazované jádrové trubky s vůlí Δ , pak se po každé společné otáčce spožďuje oproti tělesu o hodnotu $\pi\Delta$, a podle smyslu otáčení se zašroubovává nebo odšroubovává. Kontaktní napětí na styčné ploše jsou nepatrná, protože rozdíl v průměrech je velmi malý.(Δ). Nemůže tedyipři dlouhém otáčení dojít k poškození závitu.

Potíže se šroubováním za tepla lze odstranit novou konstrukcí spojení příruby a jádrové roury. Montáž se zde provádí za studena. Jádrová roura je opatřena na obou koncích krátkým oblým závitem. V přírubě je vytvořen kuželový prostor pro umístění vlastního spojovacího elementu - kuželového pružícího kroužku, který má na vnitřní ploše podobný závit, ovšem s vůlí. Kroužek je na jednom místě rozříznut, aby pružil. Šroubování je provedeno pomocí jeřábu; moment vymezení radiálních vůlí v závidě dosednutím krouž-

197

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

ku na kuželovou plochu je určen změnou vnitřního průměru jádrové trubky v závitu. Dotažený kroužek se v dané poloze zajišťuje pojistnými kolíky. Rozměry kroužku mohou být takové, že část závitových otvorů hlavních šroubů nimi může částečně procházet.

K ohřevu lubů a přírub před natažením nejsou zapotřebí nákladné pece; byly použity standartní bezplamenné radiační hořáky v šesti řadách; otáčením lubu bylo dosaženo vysoce rovnoměrné a rychlé ohřátí s účinností 20% bez jakékoliv isolace a pomocných zařízení.

Svářečské práce se provádí běžným způsobem s použitím předehřevu (radiačními hořáky) a otáčením tělesa, aby bylo možno svařovat v nejvhodnější poloze. Po uložení příslušného počtu housenek se teplota předehřevu pomalu zvedá až na teplotu místního žíhání na odstranění pnutí; po příslušné výdrži se spoj zaizoluje, aby pomalu chladl; je tím odstraněno nebezpečí vzniku a rozvoje trhlin až do doby, kdy se těleso podrobí celkovému žíhání. Všechny obráběčské operace jsou stejné, jako u kovaných těles.

První těleso, vyrobené novým postupem, bylo podrobeno rozsáhlým tensometrickým měřením. Jeho pevnostní chování je ideální; odchylky napětí v jednotlivých místech zanedbatelné, v žádném případě nesrovnatelné s vinutými tělesy, kde rozptyl hodnot dosahuje i 200 - 400%. Za zmínku stojí skutečnost, že doposud se prakticky nepočítaly koncové příruby vysokotlakých těles (používalo se jen triviálních vzorců, které nedávaly přehled o stavu napětí). Při zmíněném měření byly kontrolovány síly v jednotlivých šroubech (síla utažení + změny od vnitřního přetlaku) a napětí na přírubách. Byl prokázán dobrý souhlas výpočtu příruby dle Watters-Taylora a naměřených hodnot. Tím je dán základ pro přesnější výpočet přírubových ukončení těles i u velkých rozměrů a neobvyklých tvarů přírubového krku a listu.

Zbývá se ještě zmínit o principálních výhodách, které nová konstrukce přináší:

Je to především možnost kombinace materiálů jádra a lubů. Korosivzdorné a speciální oceli pro jádrovou trubku lze v malých tloušťkách bezpečně svařovat, materiál lubů

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

se volí tak, aby byl zaručeně svařitelný v tloušťce 150 mm Kombinací materiálů podstatně klesají výrobní náklady. Další řešení, které rozšiřuje možnosti nových těles, je vý výroba jádrových trubek z bimetalu, ev. navařování vnitřního povrchu antikorosivními vrstvami.

Podstatné zjednodušení technologie, vyvolané skládáním velkého celku z malých elementů snižuje nároky na potřebné zařízení; výrobní cyklus je krátký a je složen z jednoduchých a dobře zvládnutých operací. Váha a rozměry těles budou moci být značně zvětšeny, a to bez dalších investic. Objevuje se reálná možnost výroby obřích těles třívrstvých, o průměrech do 2000 mm, a délkách nad 20 000 mm, a to i pro tlaky vyšší než 325 atp; zvětšení rozměrů a ekonomické výhody by při tom nebyly vykoupeny pevnostní méněcenností.

Dnes nelze ještě plně docenit, jak velké výhody by přinesla chemickému průmyslu možnost realisace ultratěžkých syntézních jednotek.

179

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

CHEMICAL MILLING

L.H. Shenk
Consulting Engineer
Los Angeles, Panorama City.USA.

Introduction

In the past few years a new and important manufacturing technique for the controlled removal of metal by chemicals, rather than by conventional machine methods has been developed in the USA. This process was called chemical-milling.

Despite the relative youthfulness of the process, chemical milling has already carved an important place for itself in industrial production. The reason: chemical-milling provides design and production advantages not formerly available. It does not replace any older metal removal processes; instead it performs work which, prior to its development, was neither practical nor economically feasible. Any formed or flat part can be chemically milled. Machine tools are becoming increasingly complicated with an operator skill required which in some instances exceeds human capabilities. No wonder then that there is an automation trend. But automation itself requires skilled technicians for its successful operation, and this situation further complicates the simple art of metal removal.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

With chemical-milling complex engineering designs are executed by simple production facilities and technique which features tanks, chemical solutions, masking and unskilled technician. Simplification means less costs and saves time.

H o w is c h e m i c a l m i l l i n g p e r f o r m e d.

Original metal finishes play an important role in producing quality chemically milled surfaces. Therefore all parts must be careful inspected prior to chemical milling.

Scratches, tool marks, or other surface imperfections are reproduced by the chemical milling process and must be eliminated before etching begins. All parts are chemically cleaned within four hours of the time the maskant is applied. Any surface dirt on the part, including fingerprints, may cause later poor adherence of the masking material. This might permit entrance of the etching solution and demage to areas where no metal is supposed to be removed.

The masking of the parts is performed by applying a protective film by dipping or flow coating. Various maskants have been developed. Some formulated for resistance to caustics, others compoundet to withstand strong acids. The maskant used depends upon the type of solution in which the part will be etched. Some maskants are dried by baking them for one hour or two at low temperature; others are air cured. In all cases maskant curing is a critical process, for the finished film must exhibit faultless adhesion to the metal during etching to provide full protection and produce well-defined edges.

After the maskant has been applied and cured, template guides are superimposed upon the part for scribing out the areas to be etched. These scribe templates must fit the part perfectly, and are built to close tooling tolerances. As the etchants undercuts the maskant in proportion to the depth of the cut, precise calculations are required during template layout. Parts are ready to etch

181

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

when the maskant has been scribed and stripped from the areas to be chemically milled. The size and number of parts that can be etched at one time is limited only by tank capacity. Tanks up to 50 feet long, 6 feet wide and 12 feet deep are available. During chemical milling, parts are carried on specially-designed racks and fixtures, or in large metal baskets. It is extremely important that all parts be hung or placed so that chemical action can take place at an uniform rate and that they will not rub together and injure the maskant. Electric hoists lower the parts into the caustic of acid solution. Chemical action removes metals from all exposed surfaces at an even rate. The chemical solution and the temperature in the tanks are regulated so that the metal removal proceeds at the rate of approximately 0.001 inch per minute, with some variations caused by the alloy being milled, its heat treatment and other metallurgical characteristics. After the parts are chemically milled, the maskant is stripped from the unetched areas and the parts thoroughly washed.

General aspects of chemical milling

1. Physical and mechanical properties of the stock are not impaired by chemical milling.

2. Chemical attack is uniform from any point of the exposed or unmasked area. This phenomenon results in a radius at the edge equal to the depth of the material removed (diagrammed in Figure 2). Therefore, the minimum width of cut must be more than twice the depth (Figure 1).

3. When masking materials are to be used in the chemical milling of parts, the depth of cut is limited to.25 inches. Experimental cuts to .50 inches have been produced. With deep cuts, gas is trapped beneath the mask (Figure 1) and is unable to be displaced by agitation of the solution, resulting in uneven etching.

182

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

4. The finished chemical milled parts require no further work such as sanding and polishing. Surface roughness resulting from the etching process is in the order of 125 to 150 microinches.

5. Parts may be tapered by gradual immersion or removal from the tanks and thicknesses as low as 0.002 inch have been achieved with good uniformity.

Specific application of the chemical milling process:

1. Ducting. Considerable design and manufacturing difficulty has been experienced in the manufacturing of Thin-Wall. Ducting of aluminum alloys, primarily because thin-wall tubing of large diameter is not commercially available. In addition tubing of proper size cannot be bent to form bends because of the limitation of bending versus thickness. With chemical milling it is possible to reduce the wall thickness of standard tubing to the desired measurement after forming has been accomplished. The tubing may be masked on the outside diameter, or internal by plugging of the ends; however etching of both surfaces simultaneously is satisfactory from a production standpoint.

2. Forging and extrusions: Machining of certain sections for reduction of thickness usually is an expensive process requiring unusual setups. Not so with chemical milling. It is possible to design forgings and extrusion with prescribed wall or web thickness. It is possible to meet the finished dimensions, by adding this amount to the heavier remaining sections and specifying chemical milling all over. This eliminate some of the warpage problem, and removes the limitation on minimum web thickness (Figure 3).

At present approximately 70 per cent of the metal from heavy forgings are lost by machining in creating sheet metal parts integrally joined. A joining means with approximately 100 per cent joint efficiency would eliminate the need for forgings. The metal Titanium offers such possibi-

183

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

lity (Figure 4).

3. Weldments: It is desirable with certain weldments to have an upset section in the welded area to compensate for reduced strength values in the weld Zone; but this has not been practical, because of the mechanical problems encountered. By the use of chemical milling it is possible to start with a heavier gage sheet, mask the area to remain as the upset, and chemical mill the remaining area to the proper thickness (Figure 5).

4. Non-standard sheets, bars, ec.: With chemical milling it is possible to reduce a standard thickness to a lesser non standard thickness.

5. Hose clamps: Hose clamps on thin wall tubing require additional thickness of material in order to reinforce the compression area. This is usually accomplished by spot welding a strip of sheet metal on the inside diameter at each end of the tube. The strip restricts the flow and adds friction to the fluid flow. Figure 6 shows a similar construction, except that the reinforcement is the unetched portion of heavier wall tubing. The outside diameter in the basic dimension has been reduced to drawing requirements by chemical milling. Heavier wall tubes are easier to bend with less tendency to form compression wrinkle.

6. Reinforcements: Figure 7 shows possible reinforcements with scallops. These can be used to provide better stress distribution and form the additional thickness that is required for countersunk head rivets or other fasteners.

7. Engineering plating : It is possible to utilize the chemical milling process for undercutting of diameters and threads on aluminum alloys, stainless steal and other as the etching process is the reverse of plating and will remove material in the same proportion as plating restores the dimension.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Conclusion.

What the future holds for chemical milling are seen in the following applications. An example for this is in the manufacture of cast impellers for centrifugal compressors. For proper solidification the casting must be made thicker than needed. Chemical milling will remove excess material, thereby reducing centrifugal loads and increase the safety factor.

Hard, difficult-to-machine, magnetic materials can be etched without destroying their magnetic properties. Gas turbine blades can be milled from superalloys, simply by twisting flat bar and tapering it in etchant to form the blade.

Sheet-metal panels-for example, auto trunk lids-can be stiffened by using slightly heavier stock and milling it to leave stiffeners. These application for structural panels are lighter, stiffer, require less fabrication, and are already prepared for plating, painting or other surface finishing.

Engineers have been thinking generally in terms of designs within the limitation of machine milling. Now, broad design advantages are seen when structure specifically is designed to take the wide latitude of configurations chemical milling allows. No longer is the designer be limited in ideas to what could be produced by existing machines.

Enclosed : Figure 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7.

185

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

VÝROBA VELKÝCH VÝKOVKŮ Z VYSOCE LEGOVANÝCH CHROMOVÝCH OCELÍ A AUSTENITICKÝCH OCELÍ Cr-Ni

Ing.Jiří Elfmark C.Sc
Vítkovické železárny,
Ostrava, ČSSR

Ú v o d .

Pro výrobu zařízení, pracujícího za zvýšených teplot, se používají vysoce legované žárupevné ocele. Pro pracovní teploty do 560 °C se používají feriticko-perlitické ocele. Pro teploty nad 600° C je nutno používat austenitické žárupevné ocele. Pro použití při pracovních teplotách mezi 560 - 600°C se s výhodou používají žárupevné 12 % Cr ocele modifikované dalšími karbidotvornými prvky většinou v kombinaci, Mo-V; Mo-W-V; W-V; MoWVNbB.

Chromové ocele jsou rovněž již řadu let používány jako osvědčené žáruvzdorné materiály s vysokou opaluvzdorností. Tyto ocele jsou používány na klasické bázi 12-24 % chromu. Tak jako u řady jiných vysoce legovaných ocelí jest průmyslové zpracování těchto žárupevných neb žáruvzdorných ocelí velmi obtížné a to zejména při výrobě velkých dílů tvářením z velkých ingotů.

Kromě samotné snížené tvařitelnosti u těchto ocelí, dané komplexním legováním oceli, vyvolávajícího složitou stavbu mřížky, přistupují při zpracování velkých ingotů další potíže způsobené nestejnorodostí ingotu v důsledku jeho selektivity tuhnutí.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Značnou potíží, způsobující v mnoha případech nezdar při zpracování velkých ingotů, jest výskyt dvoufázové struktury v oblasti tvářecích teplot. Výskyt druhé fáze, ať se již jedná u austenitických ocelí o výskyt feritu delta, nebo u feritických chromových ocelí o výskyt austenitu, (1) může být způsoben buď nevhodnou volbou chemického složení oceli a nebo což se stává nejčastěji není možno jeho výskytu zabránit následkem vysoké selektivity při tuhnutí. Zkušenosti s tvářením dvoufázových ocelí nasvědčují na to, že přítomnost druhé fáze v oceli znemožňuje jejich úspěšné tváření.

Zvláště často je poukazováno na nepříznivý vliv feritu delta u austenitických ocelí chromniklových typů 18/8, který u těchto ocelí vzniká při vyšších tvářecích teplotách nebo při nevhodném poměru chromu a niklu, případně molybdénu (2 - 5).

Podobné zkušenosti byly získány při tváření dynamových ocelí legovaných křemíkem v rozmezí 1,8 - 3 % Si. Tyto ocele mohou být při určitém poměru obsahu uhlíku a křemíku rovněž dvoufázové, což tváření dynamové oceli podstatně zhoršuje následkem velkého výskytu trhlin (6). Rovněž žárupevné chromové ocele s obsahem 24 % Cr jsou nad teplotou 1200°C dvoufázové a proto se používají maximální tvářecí teploty mezi 1100 - 1200°C.

Zhoršení plastických vlastností dvoufázových ocelí při tváření za tepla jest vysvětlováno rozdílnými plastickými vlastnostmi, souvisejícími s rozdílným přetvárným odporem, rozdílnou difuzní rychlostí a tedy i rozdílnou rychlostí uzdravení a rekrystalizace. Ferit se svou prostorově centrovanou mřížkou má vzhledem k volněji uloženým atomům ve mřížce lepší plastické vlastnosti než plošně centrovaná mřížka austenitu (7). Objeví-li se ve feritické struktuře menší množství γ fáze, celková plasticita se snižuje. Objeví-li se však v méně plastické γ fázi zrna plastičtější fáze α nezlepšují se plastické vlastnosti celé soustavy, nýbrž se rovněž snižují (2, 8).

Zhoršená tvařitelnost se projevuje vznikem trhlin na rozhraní obou fází (6).

I. 12 % Cr žárupevné oceli

Poněvadž některé druhy 12 % Cr žárupevných ocelí, používané na výrobu rotorů jsou při tvářecích teplotách dvoufázové, byla provedena stu-

187

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

dle vlivu druhé fáze na jejich tvařitelnost.

Tvařitelnost byla ověřována na trhacích zkouškách za tepla, rázových ohybových zkouškách za tepla a byla doplněna pěchovacími zkouškami. Trhací a ohybové zkoušky byly zhotoveny z kovaných tyčí, připravených ze 40 a 100 kg laboratorních tavob, vytavených ve vysokofrekvenční peci. Pěchovací zkoušky byly prováděny jednak na válečcích z kovaných tyčí, jednak na malých 2 kg ingotech kruhového průřezu.

Tvařitelnost žárupevných modifikovaných 12 % Cr ocelí byla porovnána jednak s 12 % Cr ocelemi bez přísady modifikujících prvků, aby bylo možno posoudit jejich vliv na tvařitelnost, jednak byl posuzován u několika tavob vliv přítomnosti feritu delta. Kromě toho byla odlita tavba modifikované 12 % Cr ocele s velmi nízkým obsahem uhlíku s vysokým obsahem karbidotvorných prvků, aby se u ní dosáhlo čistě ferritické struktury. Chemické složení zkoušených ocelí jest uvedeno v tab. 1.Všechny tavby byly desoxydovány přísadou Al a Ti.

Rychlost deformace byla u trhacích zkoušek řádově asi 1%/sec a u rázových ohybových zkoušek asi 10^3 %/sec.

Tvařitelnost 12 % Cr ocelí s odstupňovaným obsahem feritu delta byla vyhodnocována u trhacích zkoušek podle hodnot tažnosti a u rázových ohybových zkoušek podle vzhledu ohybu. Důkazem dobré tvařitelnosti u ohybové zkoušky za tepla jest ohyb zkoušky rázem, při kterém se zkouška nezlomí, nebo u níž v místech vrubu nevznikne žádná trhlina. Vysoká plasticita, projevující se vysokou tažností, umožňuje i při tříosém namáhání a při velké rychlosti tak velkou plastickou deformaci, že nemá pro dosažení potřebného úhlu ohybu dojít ke vzniku trhlin. Při snížení plastických vlastností se zkouška sice ohne, avšak v okamžiku překročení tažnosti pokračuje další ohyb zkoušky za vzniku trhlin. Při velmi nízké plasticitě se zkouška plasticity deformuje velmi málo a ohyb probíhá zlomením zkoušky. Tvar rázové ohybové zkoušky odpovídá tvaru zkoušky vrubové houževnatosti dle ČSN 420382.

Výsledky vlivu feritu delta na tvařitelnost 12 % Cr žárupevných ocelí jsou uvedeny na obr. 1 a obr.2. Při hodnocení plasticity 12 % Cr modifikovaných ocelí podle tažnosti na obr.1 je patrno, že plasticita ocelí jest při nízkých teplotách poměrně nízká a s

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

přítomností feritu delta se podstatně nemění. Tento výsledek souhlasí s výsledky vrubových zkoušek, poněvadž z diagramu na obr.2 je patrno, že spodní hranice optimální plasticity jest asi 950°C bez ohledu na přítomnost feritu delta ve struktuře. So vzrůstající teplotou se u ocelí bez přítomností feritu delta neb jen malého množství ve struktuře tažnost podstatně nemění, naopak u všech ocelí s vyšším obsahem feritu se tažnost se zvyšující se teplotou podstatně zvyšuje. Tato skutečnost opět plně odpovídá rozšiřování oblasti optimální tvařitelnosti u diagramu na obr.2. V souladu nejsou u obou diagramů pouze plastické vlastnosti feritické oceli č.t.7. Zatím co při pomalé deformaci trháním roste tažnost a tedy i plasticita této oceli se zvyšující se teplotou velmi prudce, došlo u rázových ohybových zkoušek s velkou rychlostí deformace k vzniku dosti hrubých trhlin při teplotě 1100°C. Tento rozbor byl však vysvětlen při metalografickém rozboru velkou náchylností feritické oceli ke vzniku velmi hrubého zrna při vyšších teplotách, což sice nemělo vliv na zhoršení plasticity při pomalé deformaci při jednoosém namáhání, ale podstatně působilo na náchylnost vzniku trhlin při velkých rychlostech deformace u ohybové zkoušky.

Výsledky zkoušek daly překvapující výsledek, že proti výsledkům uváděným pro jiné typy ocelí, zejména pro ocele austenitické, se přítomnost feritu delta na tvařitelnost 12 % Cr ocelí projevila velmi příznivě. Zejména při vyšších teplotách tváření působí ferit příznivě na tvařitelnost.

Všechny vzorky trhacích i ohybových zkoušek byly podrobeny metalografickému průzkumu, aby byl zjištěn průběh trhlin, vzniklých při zkoušce. Zatím co u tavob, které byly během tváření čistě austenitické, se vyskytovalo značné množství trhlin, byl příznivý vliv feritu ve struktuře těchto dvoufázových ocelí na jejich plastické vlastnosti, jak je znázorněn na obr.1 a 2, potvrzen rovněž metalografickým rozborem. U všech vzorků, u nichž došlo během deformace ke vzniku trhlin, bylo zjištěno, že trhliny probíhají výhradně austenitem. Při vysokém stupni plastické deformace (u trhací zkoušky ke konci trhání) a u ohybové zkoušky v místech maximální koncentrace napětí, kdy jest překročena plasticita austenitu, dochází v austenitickém zrnu ke vzniku trhliny. Ferit, který jest však plastičnější se deformuje dále bezo vzniku trhliny. Charakteristický vzhled trhlin jest na obr.3, který jest

189

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

pořízen z trhací zkoušky při 950°C tavby č.5 v místě lomu. Výstupky na lomové ploše jsou vyplněny feritem, který se přetrhl až nakonec. Na dalším obr.4, který jest pořízen z trhací zkoušky při 1000°C z téže tavby, jest patrný postupný vznik trhliny v austenitu, končící na hranicích obou feritických řádků. Při dalším namáhání se deformace soustřeďuje pouze na feritické zrno, které se postupně prodlužuje a trhlina v austenitu se rozšiřuje. Stejný průběh trhlin byl získán u ohybových zkoušek. Na obr.5 jest zobrazena trhlina ohybové zkoušky při 1300°C tavby č.5. Z obrázku je patrno, že trhliny podél řádkovitého feritu neprobíhají na rozhraní obou fází, nýbrž uvnitř austenitu.

Studiem tvařitelnosti 12 % Cr ocelí modifikovaných Mo, W, V bylo zjištěno, že tvařitelnost modifikovaných ocelí s austenitickou strukturou při tvářecích teplotách jest podstatně horší než u ocelí legovaných pouze 12 % Cr. Je-li v oceli přítomen též ferit delta, působí příznivě na tvařitelnost. S přibývajícím obsahem feritu delta se rozšiřuje oblast teplot s optimální plasticitou. Zlepšení tvařitelnosti jest způsobeno jednak přítomností plastičtější složky ve struktuře, jednak příznivým vlivem feritu na zabránění růstu zrna při ohřevu na tvářecí teplotu. Podle výsledků zkoušek se ukázalo, že spodní hranicí dokovací teploty jest 950°C. Metalografický průzkum však ukázal, že při nižších teplotách probíhá rekrystalizace oceli pomaleji a v nerekrystalizovaných zrnech dochází k precipitaci karbidů, které budou další tváření podstatně zhoršovat. Je proto nutné pro hlavní úběry volit raději vyšší teploty s vyšší dokovací teplotou.

Příznivý vliv přítomnosti feritu delta ve dvoufázových 12 % Cr ocelích na zlepšení jejich tvařitelnosti zjistil rovněž Bihet (9).

Na základě zkušeností získaných při studiu tvařitelnosti dvoufázových 12 % Cr modifikovaných žárupevných ocelí bylo přistoupeno k výrobě výkovků. Tváření bylo zvládnuto až do velikosti ingotu 12 000 kg. Na obr. 6 je znázorněn rotor vyrobený z oceli typu 20 Cr12MoWV (tavba č. E 8827) ze 4 t ingotu. Ingot byl ohříván na 1200°C, kovací teploty se pohybovaly v rozmezí 1200°- 1000° C. Po napěchování ingotu následovalo v několika ohřevech kování na tvar.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Po pomalém ochlazení a ohrubování byl výkovek zakalen do oleje z teploty 1050 °C. Po popouštění na 700° - 720° C byly dosaženy tyto mechanické hodnoty:

Tab. 2 Mechanické vlastnosti rotoru E 8827 při + 20° C

Místo odběru	σ_{Kt} kg/mm²	$\sigma_{2\%}$ kg/mm²	δ_5 %	ψ %	R mkg/cm²
čep Ø 130 podélná	59,8	48,3	20,0	43,8	9
příčná	60,5	48,6	18,0	43,8	7,9
čep Ø 120 podélná	59,8	48,6	18,0	43,8	9,3
příčná	59,2	48,6	16,0	36,0	6,3
Tělo Ø 410 tangonciální	54,8	43,9	20,0	46,7	8,2

Celistvost rotoru byla zkoušena ultrazvukem, frekvencí 2 Mc. Ve výkovku nebyly identifikovány žádné vnitřní vady.

Z 12 t ingotu z typu oceli 20 CrNiMoWVNbB č.t. E 3576 byl vyroben rotor, který je zobrazen na obr.7. Vzhledem k tomu, že oběžné kolo rotoru má velký průměr na němž by bylo dosaženo malého stupně prokování, byla u tohoto výkovku volena jiná výrobní technologie. Ingot byl po ohřevu na 1200° C napěchován a v následujících ohřevech překován na Ø 830 mm. Po pomalém vychlazení byl povrch předkovku ohrubován. Po dalším ohřevu byl předkovek osazen a po odsazení hlavy byla napěchována v zápustce středová příruba jak je patrno z obr.8 a 9. V dalších ohřevech byl pak dokončen tvar výkovku osazováním. Po pomalém ochlazení a ohrubování následovalo kalení z 1050°C lomně do vody a oleje a popouštění na 720°C. Dosažené mechanické vlastnosti při +20°C jsou za tab.3.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Tab. 3 Mechanické vlastnosti rotoru E 357ö při + 20°C

Místo odběru	σ_T kg/mm²	σ_{Pt} kg/mm²	δ_5 %	ψ %	R mkg/cm²
čep Ø 186 podélná	70,1	85,4	17	52,4	5,3
příčná	70,1	84,7	17	43,8	3,4
čep Ø 206 podélná	61,3	78,3	19	57,8	6,0
příčná	63,0	78,3	14	26,0	2,1:3,2:2,7
příruba Ø 1060 tangenc.	63,7	81,5	18	51,0	3,2
tělo Ø 490 tangenc.	64,3	78,3	16	40,7	2,5 3,4 1,9

Ocel modifikovaná MoWVNbB vykazuje proti oceli modifikované MoWV vyšší mez průtažnosti při stejné pevnosti, avšak hodnoty těžnosti a vrubové houževnatosti zejména v příčném směru jsou nižší. Přítomnost Nb a B má však příznivý vliv na zvýšení creepových hodnot jak ukazuje tab.4.

Tab. 4

Ocel	Čas do lomu	TP kg/mm² 550	575	600	625	650°C
20 Cr12MoWV	10.000 h	20,0	13,7	8,5	-	-
	00.000 h	15,0	9,0	5,0	-	-
20 Cr12MoWVNbB	10.000 h	20	17,0	13	9	5,2
	00.000 h	15,5	11,5	8	5	2,7

II. Žáruvzdorné oceli 24 % Cr

Pro výrobu potrubí a jiných velkých dílů pracujících za vysokých teplot se používají výkovky z žáruvzdorné oceli na bázi 24 % Cr na příkladu ČSN 17061 o chemickém složení C max.0,18 %; Mn max. 0,8 %; Si max. 0,80 %; Cr 23 - 26 %; Ni max. 0,60 %. Zpracování menších ingotů z této feritické žárupevné oceli kováním jest zvládnuto, avšak při výrobě velkých výkovků z ingotů o váze 4 - 8 t se vyskytují po-

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

tíže související s výskytem hrubých trhlin při tváření, které způsobují malé využití ingotu, velmi nákladné zpracování a v mnoha případech časté zmetkování výkovku. Přestože, že kovací teploty se snižují na 1050 - 1100°C, aby se zabránilo výskytu austenitu a tedy vzniku dvoufázové struktury při tváření, jest kování nemožného výskytem trhlin. Nízká plasticita těchto velkých ingotů souvisí se sklonem feritických chromových ocelí ke vzniku hrubých feritických zrn během tuhnutí velkých ingotů.

Pro objasnění problému tvařitelnosti velkých ingotů z 24 % Cr oceli byly provedeny trhací zkoušky a rázové ohybové zkoušky za tepla z provozní tavby, které vykazovaly velmi špatnou tvařitelnost. Na obr.10 jsou výsledky trhací zkoušky a z obrázku 11 jest patrný vzhled rázových ohybových zkoušek. Přesto, že tvařitelnost provozních ingotů byla velmi špatná vykazují výsledky trhací zkoušky velmi dobré plastické vlastnosti, projevující se ve vysoké tažnosti a kontrakci. Naproti tomu rázové ohybové zkoušky vykazují sníženou tvařitelnost při tvářecích teplotách od 1000° C výše. Vzhledem k tomu, že se předpokládal nepříznivý vliv velikosti zrna a možnosti výskytu austenitu u 24 % Cr ocelí, byla prověřena možnost zlepšení tvařitelnosti 24 % Cr ocelí přísadou Ti. Vliv přísady Ti na zlepšení tvařitelnosti byl zkoušen na překovaných tyčích z laboratorních taveb, u nichž byl obsah Ti měněn od 0 - 0,70 %. Chemické složení pokusných taveb je uvedeno na tab.5.

Tab. 5

Číslo tavby	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ti
224	0,11	0,47	0,30	0,022	0,023	22,78	-
225	0,11	0,45	0,35	0,025	0,019	22,25	0,08
230	0,12	0,65	0,35	0,025	0,023	22,43	0,21
229	0,11	0,50	0,31	0,022	0,019	22,15	0,25
231	0,11	0,57	0,35	0,022	0,020	23,06	0,50
252	0,11	0,61	0,40	0,035	0,017	22,05	0,70

Výsledky rázových ohybových zkoušek jsou uvedeny na obr.12. Z výsledků zkoušek vyplývá, že titan velmi příznivě působí na zlepšení tvařitelnosti zejména při obsahu 0,5 - 0,7 %. Metalografickým průzkumem se ukázalo, že tavba č.224 neobsahující titan, vykazuje velmi hrubé feritické zrno, na

193

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

jehož hranicích i uvnitř zrna se vytváří austenit. Zhoršená tvařitelnost oceli se projevuje ztrátou soudržnosti oceli na hranicích feritických zrn jak je patrno z obr.13 pořízeného z vzorku tavby č.224 ohřátého na 1150°C. Na dalším obr.14 jest detail trhliny ze vzorku téže tavby ohřátého na 1250°C. Ze snímku je patrno, že trhlina probíhá přesně po hranicích hrubého feritického zrna. Hranice jest však lemována austenitem (na obrázku jest austenit částečně rozpadlý na sekundární strukturu). Přesto však ke vzniku trhliny nedochází jak by se dalo očekávat na rozhraní obou fází ferit - austenit, nýbrž probíhá austenitem po hranicích feritu.

Tavba č.252 s přísadou 0,7 % Ti vykazuje naproti tomu v celém rozsahu tvářecích teplot pouze feritickou strukturu a zrno je podstatně jemnější (obr.15 - 1300°C). Nepříznivé výsledky tvařitelnosti 24 % Cr oceli bez přísady titanu je možno porovnat se sníženou tvařitelností 12 % Cr oceli s velmi nízkým obsahem austenitu č.t. 6 nebo s čistě feritickou strukturou č.t.7, u nichž následkem vzniku hrubého feritického zrna při vyšších teplotách, dochází rovněž k poklesu soudržnosti a vzniku trhlin na hranicích feritických zrn (obr.16; č.t. 6 - 1300°C, obr. 17; č.t.7 - 1300°C).

Rozdílný vliv přítomnosti druhé fáze ve struktuře na tvařitelnost oceli ČSN 17021 proti modifikovaným ocelím 12 % Cr lze spatřovat jedině v morfologii druhé fáze. U 12 % Cr ocelí, které jsou při tvářecích teplotách austenitické vyskytuje se ferit i při jeho malém obsahu ve formě polyedrických zrn, jejichž velikost se příliš neliší do velikosti austenitu. U feritických 24 % Cr ocelí se vytváří malé množství austenitu při vyšších tvářecích teplotách ve formě nepříznivého síťoví po hranicích hrubých feritických zrn.

Rázové chybové zkoušky na obr. 11 a 12 byly provedeny při teplotách: od leva 900, 1000, 1100, 1150, 1200, 1250, 1300°C.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

III. Výroba velkých výkovků z austenitických žárupevných ocelí.

Tváření austenitických ocelí jest spojeno vždy se značnými potížemi a vyžaduje nejvyšší péči zejména při zpracování velkých ingotů. Snížená plasticita austenitických žárupevných ocelí souvisí s jejich komplexním legováním, což podstatně působí na zpomalení difusních pochodů při tváření a snížení rekrystalisační rychlosti. Vliv chemického složení oceli na tvařitelnost oceli je patrný z tab.6 a tab. 7 a vliv na rychlost rekrystalisace je patrný z obr.18.

Tab. 6 (10)

Druh oceli	Uhlíková ocel 0,12 % C	Feritická ocel 27 % Cr	Austenitická ocel 18% Cr 10% Ni	Austenitická ocel 30 % Ni	Austenitická ocel 43 % Ni	Ni 99,43 %
Max.počet otáček do přetržení	340	295	55	75	150	390

Tab. 7 (11)

Druh oceli	Uhlíková ocel 0,12 % C	Austenitická ocel 18% Cr 9% Ni	Austenitická ocel 36 % Ni	Austenitická ocel 38% Ni 20% Cr	Austenitická ocel 36 % Ni 22% Cr, 5% Mo
Max.počet otáček do přetržení	228	15	73	17	14

Nízké plastické vlastnosti, snížené rozsahy kovacích teplot a značná náchylnost austenitických ocelí při tuhnutí ke vzniku hrubých sloupcových krystalů brání dosud výrobě velkých výkovků.

Pro použití při pracovních teplotách nad 600° C je vyvíjena výroba rotorů a potrubí z úsporných austenitických ocelí chromniklových o změněném chemickém složení, které je uvedeno na tab. 8.

145

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Tab. 8

Označení	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	B
16/13	0,11	1,5	0,5	max 0,03	max 0,03	13,0	16,0	1,3	-	1,0	1,3	-
14/19	0,11	1,5	0,5	max 0,03	max 0,03	19,0	14,0	-	2,5	-	1,0	0,005

Kování menších ingotů do váhy 500 kg nečiní žádné mimořádné potíže. Rozmezí kovacích teplot je značně zúženo a hlavní úběry je nutno provádět v rozmezí 1150 - 1000°C. Podstatně obtížnější je zpracování větších ingotů. Tvarové výkovky rotorů turbin vyžadují pro dosažení dostatečného překování zařazení pěchovací operace do výrobního postupu. Napěchovaný ingot je pak nutno překovávat prodlužováním zpět na požadované rozměry výkovků. Tato prodlužovací operace je nejnáročnější a způsobuje značnou smotkovitost a nízké využití ingotů. Při prodlužování napěchovaného výkovku vzniká totiž u manipulačního čepu, zhotoveného z hlavy ingotu hluboká kuželovitá trhlina. (obr.19). Vznik trhliny je možno si vysvětlit průběhem deformačních kužolů a s tím související nerovnoměrností deformace uvnitř tvářeného kusu během prodlužování. Na konci výkovku vzniká neprotvářený kužel a v místech maximální koncentrace deformace dochází ke vzniku trhliny. Jak bylo podrobněji prošetřeno u trhliny vzniklé při kování 6 t ingotu, probíhá trhlina podél hrubých shluků nerozpustných karbidů niobu a její vznik souvisí tedy se sníženou plasticitou velkého ingotu. Přes uvedené potíže a podstatné snížení využití ingotu bylo po kalení z 1100° do vody a popouštění 780°/5h/ vzduch dosaženo při výrobě disků z oceli 16/13 vyhovujících mech. vlastností, které jsou uvedeny v tab.9.

Tab. 9 Mechanické vlastnosti disků z oceli 16/13 při + 20° C

Směr odběru zkoušky	σ_{Kt} kg/mm²	σ_{Pt} kg/mm²	δ_5 %	ψ %	R mkg/cm²
tangenciální	30,1	55,3	45,0	63,9	15,7

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Z á v ě r

Současný rozvoj průmyslu vyžaduje stavbu stále větších zařízení, u nichž se pro práci za zvýšených teplot uplatňuje použití žárupevných 12 % Cr modifikovaných ocelí nebo austenitických chromniklových ocelí typu 16/13 a 14/19. Rovněž se v poslední době uplatňuje výroba velkých součástí z žáruvzdorných ocelí 24 % Cr.

Vzhledem k náchylnosti těchto vysocelegovaných ocelí ke vzniku hrubých stvolových krystalů během tuhnutí a značné nestejnorodosti ingotu, v souvislosti se selektivitou tuhnutí, je tváření těchto velkých výkovků značně obtížné. Byla zvládnuta výroba velkých výkovků z modifikovaných 12 % Cr ocelí 20Cr12MoWV a 20Cr12Mo WVNbB. Při výrobě velkých výkovků z žáruvzdorné oceli 24 % Cr bylo nutno pro zvládnutí tváření přisadit 0,5 - 0,7 % Ti, který působil příznivě na zmenšení velikosti zrna. Ukázalo se, že výskyt druhé fáze v oceli nemusí vždy působit nepříznivě na zhoršení tvařitelnosti. U chromových ocelí bylo prokázáno, že hranice mezi feritickým a austenitickým zrnem, není nejslabším místem pro vznik trhliny, a že zhoršení tvařitelnosti dvoufázové struktury souvisí s nepříznivým uložením druhé fáze na hranicích hrubého zrna.

Podstatně horší zkušenosti byly získány s vývojem výroby velkých výkovků z austentických žárupevných ocelí typu 16/13 a 14/19. V souvislosti s velmi nízkou plasticitou těchto ocelí a uplatněním dendritické segregace při tuhnutí, vyvolávající vylučování hrubých karbidických shluků, dochází při prodlužování napěchovaných velkých ingotů ke vzniku kuželovité trhliny u manipulačního čepu výkovku. Vznik těchto trhlin vyvolává značnou zmetkovitost a velmi malé využití ingotu.

197

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Literatura

1. Bungardt, Kunze, Hornt: Archiv für das Eisenhüttenwesen 1958, č.3
2. Alferova: Stal 1960, č. 2
3. Bildebrand: Neue Hütte 1961, č.3
4. Chvojka: Hutník 1957, č.11
5. Vinograd: Metallurg 1957, č.5
6. Telecký: Hutník 1959, č.4
7. Houdremont, Ehmcke: Archiv für das Eisenhüttenwesen 1929, č.1
8. Pridancev: Hutnické listy 1959, č.12, Symposium o problémech vývoje žárupevných materiálů
9. Bihet, Caubo: Revue de Metallurgie 1960, č.7
10. Contractor, Morgan: Metal Treatment a Dropforging 1959, March
11. Hašek: Strojírenství 1958, č.7

198

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

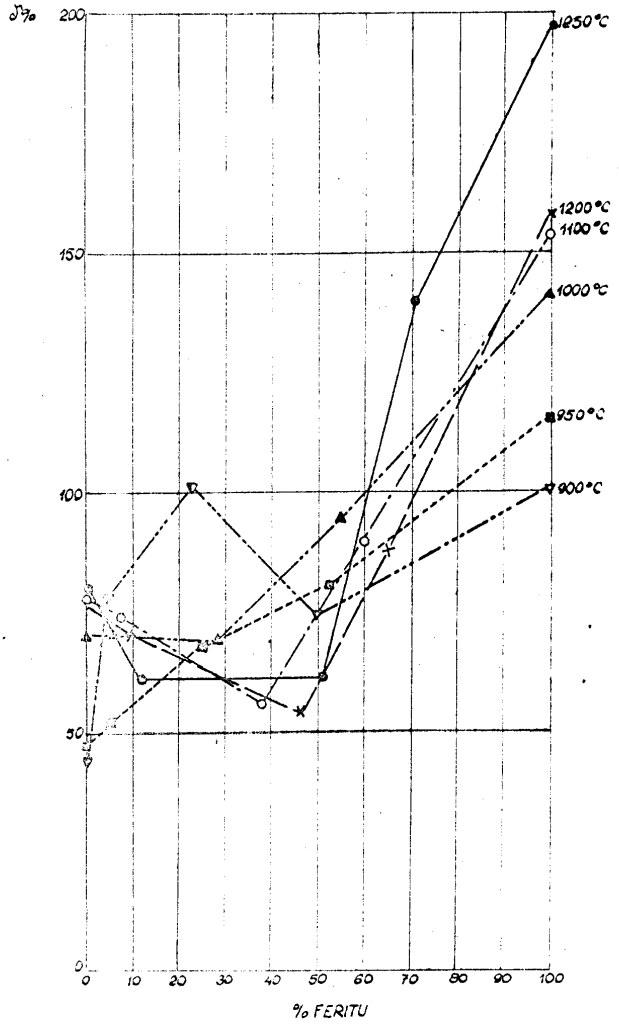
Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Označení	Poř. č.	Číslo tavby	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	B	% feritu po kalení z 1050°C
17021	1	1924	0,10	0,30	0,42	0,025	0,016	0,41	11,50	-	-	-	-	-	0
17022	2	1925	0,22	0,26	0,46	0,020	0,017	0,41	11,62	-	-	-	-	-	0
[illegible]	3	[illegible]	[illegible]	[illegible]	[illegible]	[illegible]	[illegible]	[illegible]	[illegible]	[illegible]	[illegible]	0,31	[illegible]	[illegible]	0
20Cr12Mo2V	4	2062	0,20	0,97	0,38	0,026	0,024	0,46	11,74	2,45	-	0,32	-	-	7
20Cr12Mo2V	5	2063	0,15	0,93	0,36	0,024	0,021	0,48	12,02	2,50	-	0,34	-	-	28
10Cr12Mo2V	6	2077	0,11	0,93	0,36	0,025	0,026	0,10	11,83	2,50	-	0,35	-	-	56
10Cr12Mo3W	7	2094	0,08	0,60	0,36	0,032	0,035	-	11,17	3,45	-	1,08	-	-	100
30Cr12Mo2V	8	2087	0,31	0,81	0,40	0,025	0,031	0,78	11,88	1,9	-	0,30	-	-	0
20Cr12MoW		80827	0,21	0,66	0,47	0,029	0,017	0,69	11,50	1,06	0,47	0,25	-	-	0
20Cr12MoWVNbB		B3576	0,18	0,69	0,56	0,029	0,021	0,11	10,89	0,53	0,55	0,28	0,27	0,002	10

Tab.1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

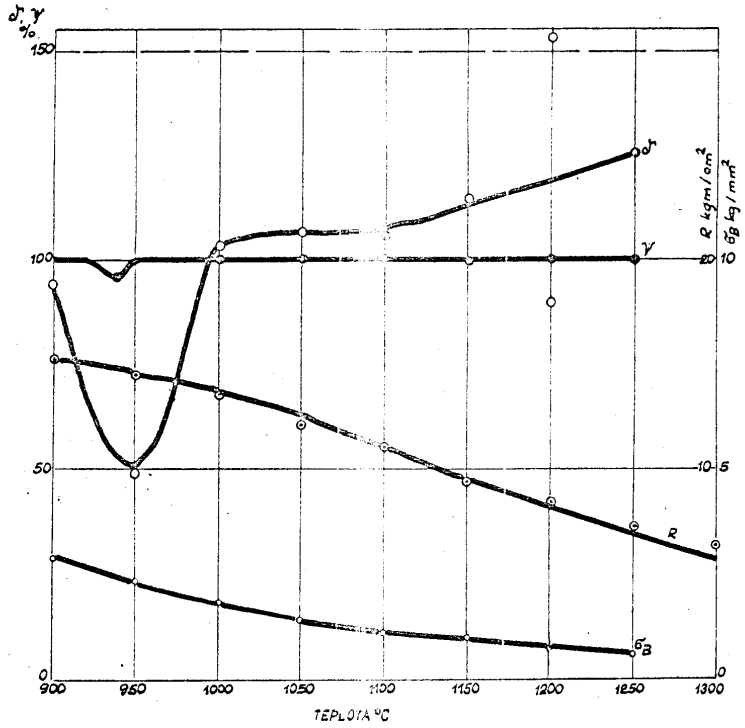


Obr.č.1.

200

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

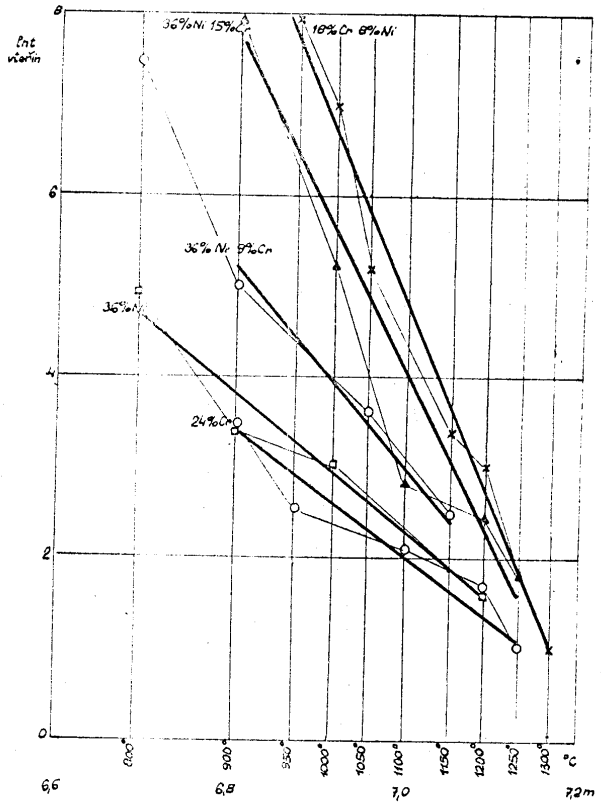
Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1



Obr.3.10.

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1



Obr.č.18

202

Declassified and Approved For Release 2011/12/09 : CIA-RDP80T00246A019300010006-1